

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE TITRE D'INGÉNIEUR-DOCTEUR

PAR

Wen-Koei LIANG

1^{re} THÈSE

Influence de l'hydrogène dans les aciers demi-durs

2^{me} THÈSE. — Phénomènes de germination au cours
des transformations de phase

soutenues le 9 juin 1961 devant la Commission d'examen

MM. G. CHAUDRON, *Président*
H. PONCIN {
A. MICHEL { *Examineurs*
P. BASTIEN (*Invité*)

Ouvrage publié avec le concours du Centre National de la Recherche Scientifique

ÉDITIONS MÉTAUX

32, Rue du Maréchal-Joffre, St-Germain-en-Laye (S.-&-O.)

N° d'ordre
712

THÈSES

PRÉSENTÉES

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

POUR OBTENIR

LE TITRE D'INGÉNIEUR-DOCTEUR

PAR

Wen-Koei LIANG

1^{re} THÈSE

Influence de l'hydrogène dans les aciers demi-durs

2^{me} THÈSE. — Phénomènes de germination au cours
des transformations de phase

soutenues le 9 juin 1961 devant la Commission d'examen

MM. G. CHAUDRON, *Président*

H. PONCIN

A. MICHEL

} *Examineurs*

P. BASTIEN (*Invite*)

Ouvrage publié avec le concours du Centre National de la Recherche Scientifique



Faculté des Sciences de l'Université de Paris

PROFESSEURS

Doyen

J. PÈRÈS

MM. G. JULIA T	Analyse supérieure et algèbre supérieure.	MM. CHAMPETIER . . T	Chimie macromoléculaire.
DE BROGLIE T	Théories physiques.	CUVILLIER T	Micropaléontologie.
PRENANT T	Anatomie et Histologie comparées.	JUNG T	Pétrographie.
PÈRES T	Mécanique des fluides et applications.	TRILLAT T	Microscopie et diffraction électronique.
BOURCART T	Géographie physique et géologie dynamique.	WIEMANN T	Chimie organique et structurale.
PLANTEFOL T	Botanique	JACQUINOT T	Spectroscopie et physique céleste (Orsay).
GRASSÉ T	Evolution des êtres organisés.	VASSY T	Physique de l'atmosphère.
PRÉVOST T	Chimie organique.	DESTOUCHES . . . T	Théories physiques.
BOULIGAND T	Analyse appliquée à la géométrie.	PRUVOST T	Géologie.
CHAUDRON T	Chimie appliquée.	AMIEL T	Chimie des solides.
WYART T	Minéralogie et cristallogr.	HOCART T	Minéralogie et cristallogr.
TEISSIER T	Zoologie.	J.-P. MATHIEU . . T	Recherches physiques.
MANGENOT T	Biologie végétale (Orsay).	COUTEAUX T	Biologie animale (P.C.B.).
P. AUGER T	Physique quantique et relativité.	MAY T	Zoologie (Orsay).
MONNIER T	Physiologie des fonctions.	CHOQUET T	Théorie des fonctions et topologie.
PIVETEAU T	Paléontologie.	FELDMANN T	Biologie végétale (P.C.B.).
ROCARD T	Physique (E.N.S.).	GUINIER T	Physique des solides (Orsay).
H. CARTAN T	Mathématiques (E.N.S.).	JOST T	Physiologie comparée.
LAFFITTE T	Chimie générale.	FORTET T	Calcul de probabilités.
FAVARD T	Géométrie supérieure.	SCHWARTZ T	Calcul différentiel et intégral.
COULOMB T	Physique du globe.	CHOUARD T	Physiologie végétale.
Mlle COUSIN T	Biologie	MALAVARD T	Aviation.
CHRÉTIEN T	Chimie minérale.	BRELOT T	Calcul différentiel
P. DRACH T	Zoologie.	NORMANT T	Synthèse organique générale.
KASTLER T	Physique (E.N.S.)	BENARD T	Chimie (E.N.S.C.P.).
EPHRUSSI T	Génétique.	BUVAT T	Botanique (E.N.S.).
RIVIÈRE T	Géologie (Orsay)	DUGUÉ T	Statistiques mathématiques.
GAUTHERET T	Biologie (P.C.B.).	SOULAIRAC T	Psychophysiologie.
R. LUCAS	Recherches physiques.	URICHI T	Physiologie végétale (E.N.S.).
A. THOMAS T	Biologie cellulaire.	MARÉCHAL T	Optique théorique et appliquée.
ARNULF T	Optique appliquée.	KIRRMANN T	Théories chimiques.
M. MORAND T	Enseignement de physique.	CHADEFAUD T	Botanique.
SOLEILLET T	Physique (P.C.B.).	Mlle LE BRETON . . T	Physiologie
FORTIER T	Mécanique expérimentale des fluides.	SALEM T	Mathématiques générales.
DANJON T	Astronomie.	LELONG T	Mathématiques générales.
PETIT T	Biologie maritime.	DEVILLERS T	Anatomie et histologie comparées.
QUENEY T	Météorologie et dynamique atmosphérique.	EHRESMANN T	Topologie algébrique.
GALLIEN T	Embryologie.	FRANÇON T	Physique (S.P.C.N.).
EICHHORN T	Biologie végétale (P.C.B.).	GLANGEAUD T	Géographie physique et géologie dynamique.
DE CUGNAC T	Biologie végétale (S.P.C.N.).	GODEMENT T	Mathématiques (M.P.C.).
Mlle CAUCHOIS . . T	Chimie physique.	PISOT T	Calcul des probabilités.
THELLIER T	Physique du globe.	ROCH (E.) T	Géologie.
L'HÉRITIER T	Biologie générale (Orsay).	SCHATZMANN T	Astrophysique.
GRIVET T	Radioélectrique (Orsay).	TERMIER T	Paléontologie stratigraphique.
PONCIN T	Mécanique générale.	ZAMANSKY T	Mathématiques générales.
DUBREIL T	Arithmétique et théorie des nombres.	LENNUIER T	Physique (P.C.B.).
QUELET T	Chimie organique.	RIZET	Génétique (Orsay).
CAGNIARD T	Géophysique appliquée.	ROUTHIER T	Géologie appliquée.

MM.	M ^{me} TONNELAT	T	Relativité.	MM. LENDER		Biologie animale (S.P.C.N.), Orsay.
	DIXMIER		T Mathématiques (M.P.C.).	MAGAT		Physico-chimie des rayonnements.
	SOUCHAY		T Chimie (P.C.B.).	Mlle QUINTIN	T	Electrochimie.
	AIGRAIN		T Electrotechnique générale.	MONOD		T Biochimie cellulaire.
	BRUSSET		Chimie minérale.	BENOIT		T Physiologie animale (Orsay).
	M. LEVY		T Physique théorique des hautes énergies (Orsay).	DE POSSEL	..	T Analyse numérique.
	M ^{me} CHAIX	..	T Chimie biologique.	CHARLOT		T Chimie analytique.
	M ^{me} HUREL-PY		Biologie végétale (P.C.B.).	HAISSINSKY	..	T Rad.ochimie.
	PIAUX		T Chimie (S.P.C.N.).	LEMÉE		T Physiol. (B.M.P.V.) (Orsay).
	BRUN		T Mécanique expérimentale des fluides.	GUÉRIN		T Chimie (Orsay).
	LEDERER		T Chimie biologique.	CHATELET M.		Chimie (P.C.B.).
	M ^{me} DUBREIL	T	Mathématiques (agrégé).	JEAN		Physique (Orsay).
	M ^{me} LELONG	..	T Mathématiques (E.N.S.).	MATTLER		T Physique
	BELLAIR		T Géologie (S.P.C.N.).	MICHEL (Louis)		Physique théor (Orsay).
	COTTE		T Physique (M.P.C.).	RUMPF		Chimie (P.C.B.).
	DUBOIS	J. E. T	Chimie (M.P.C.).	BERGERARD		Biologie animale (S.P.C.N.) (Orsay)
	LAMOTTE		T Zoologie (E.N.S.).	BERTEIN		Electronique (Orsay).
	MICHEL A.	..	T Chimie minérale (Orsay).	BOUSSIÈRES		Chimie de radioéléments (Orsay).
	OLMER		T Energétique générale.	Mme COUTURE		Thermodynamique et mécanique physique.
	ROUAULT		T Physique.	ELLENBERGER		Géologie appliquée.
	GAUTHIER	..	T Mécanique appliquée.	FRANC		Biologie animale (P.C.B.).
	BARCHEWITZ	..	T Chimie physique.	SCHNELL	..	Botanique tropicale (Orsay).
	BROSSEL		T Physique atomique.	STOLKOWSKI		Biologie animale. (P.C.B.).
	BUSER		Biologie animale (P.C.B.).	ACHER		Chimie biologique (Orsay).
	CAMUS		Physiologie vég. (P.C.B.).	BAUDOIN		Biologie
	CASTAING	..	T Physique (Orsay)	BEAUMONT	..	Biologie animale.
	CURIEN		T Minéralogie et cristallographie.	BLAMONT		Géophysique ionosphère.
	MOYSE		T Physiologie végétale (Orsay).	BOURREAU	..	Biologie végétale (S.P.C.N.) (Orsay).
	PANNETIER	..	T Chimie générale (Orsay).	CURIE D.	..	Physique (M.G.P.).
	POSSOMPE	..	T Biologie animale (P.C.B.).	DURANT-DELGA		Géologie
	PULLMANN	..	Chimie théorique.	FRÉON		Chimie organique (Orsay).
	TEILLAC		T Physique nucléaire et radioactivité.	HELLER		Physiologie végétale.
	TONNELAT	..	Biologie physico-chimique.	TORTRAT		Calcul des probabilités.
	VILLE		T Econométrie.	CAILLEUX	..	Géologie (S.P.C.N.).
	WILLEMART	..	Chimie (P.C.B.).	MAGNAN		T Physique (P.C.B.).
	DODÉ		T Chimie (Orsay)	DAUDEL		T Mécanique ond. appliquée à la chimie théorique et à la physique nucléaire.
	FREYMAN	..	T Physique (S.P.C.N.).	Mlle FOURCROY		Biologie végétale (S.P.C.N.).
	GUINOCHET	..	T Biologie végétale (Orsay).	BARRAUD		Physiologie cellulaire.
	ROLLET		T Chimie (P.C.B.).	NOIROT		Evolution des êtres organisés
	Mlle JOSIEN	..	T Chimie (P.C.B.).	Mme FOURÈS-		
	CHEVALLEY	..	T Géométrie algébrique et théorique des groupes.	BRUHAT	..	T Mécanique analytique et mécanique céleste.
	ARNOULT		T Electronique (Orsay).	Mlle VEIL	..	Physiologie générale.
	CHAPELLE	..	T Physique (Orsay).	LWOFF		T Microbiologie.
	DELANGE		T Mathématiques (Orsay).	SIESTRUNCK	..	T Méc. phys. et expérimentale.
	DENY		T Mathématiques gén. (Orsay)	LACOMBE		T Métallurgie (Orsay).
	GERMAIN		T Mécanique théorique des fluides.	BROCHARD	..	T Physique (P.C.B.) (Orsay).
	LUCAS G.	..	T Géologie.	CABANNES	..	T Mécanique générale.
	ALLARD		Chimie physique.	LESIEUR		T Mathémat. (M.P.C.) (Orsay).
	BERTHELOT	..	T Physique fondamentale des Hautes Energies (Orsay).	MAZET		T Mécanique générale (Orsay).
	BRICARD		Météorologie.			
Mme	ALBE-FESSARD		Psycho-physiologie.			
	FRIEDEL		Physique des solides (Orsay).			
	M. JULIA		Chimie org. structurale.			

Secrétaire général R. POUILLAIN.

Ce travail m'a été proposé par le Professeur P. Bastien, Directeur de la Recherche Scientifique à l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures. Il a été exécuté au Centre de Recherches de Physique de l'Ecole Centrale grâce à l'appui du Centre National de la Recherche Scientifique.

Je prie M. le Directeur Général du Centre National de la Recherche Scientifique de trouver ici l'expression de ma vive gratitude.

Je tiens à exprimer à M. P. Bastien ma profonde reconnaissance pour son enseignement et les conseils qu'il n'a cessé de me prodiguer.

Je remercie le Professeur A. Michel d'avoir guidé et suivi le développement de ces travaux au cours de ces dernières années.

M. P. Azou, Chef des Laboratoires du Centre de Recherches de Physique, voudra bien accepter mes remerciements pour son aide amicale et éclairée.

Que mes camarades de laboratoire et le personnel de l'Ecole Centrale trouvent ici l'expression de ma gratitude pour leur concours généreux.

SOMMAIRE

PREMIERE PARTIE

UTILISATION DES ESSAIS DE TRACTION RATIONNELLE POUR L'ÉTUDE DES PROPRIÉTÉS DE PLASTICITÉ ET DE RUPTURE D'UN ACIER

CHAPITRE PREMIER : *Discussion sur les méthodes de la plasticité.*

- A. Généralités.
- B. Limite d'écoulement d'un métal idéalement plastique.
- C. Limite d'écoulement des métaux présentant le phénomène de consolidation.
- D. Etude critique des deux critères d'écoulement.
- E. Représentation mathématique du phénomène de consolidation des métaux.
- F. Relation générale entre les contraintes et les déformations.

CHAPITRE II : *Détermination de la courbe de traction rationnelle.*

- A. Introduction.
- B. Essais de traction rationnelle.
- C. Recherche de la valeur de la contrainte uniaxiale.
- D. Recherche de la fonction de plasticité.
- E. Conclusions.

CHAPITRE III : *Etude du phénomène de rupture des métaux.*

- A. Introduction.
- B. Définition et choix d'un critère de rupture.
- C. Influence de la contrainte hydrostatique sur l'état de contraintes critique de rupture.
- D. Etude du phénomène de rupture par les essais de traction rationnelle.
- E. Détermination de l'état de contraintes et de l'état de déformation au point de rupture de l'éprouvette cylindrique.
- F. Influence de la triaxialité sur la rupture des éprouvettes cylindriques de traction.
- G. Conclusion.

DEUXIEME PARTIE

CHOIX DE L'ACIER ÉTUDIÉ ET DÉTERMINATION DES TRAITEMENTS THERMIQUES

- A. Introduction.
- B. Composition chimique de l'acier.
- C. Détermination des points de transformation de l'acier et du processus de normalisation et de trempe.
- D. Etude du revenu de la martensite.
- E. Etude de la globulisation de la perlite.
- F. Influence du traitement thermique sur les propriétés de plasticité et de rupture des aciers.

TROISIEME PARTIE

ETUDE DE L'INFLUENCE DE L'HYDROGENE SUR LES PROPRIÉTÉS DE PLASTICITÉ ET DE RUPTURE DES DIVERSES STRUCTURES

CHAPITRE PREMIER : *Mise en solution de l'hydrogène dans l'acier.*

- A. Généralités.
- B. Eprouvettes de traction et leur préparation.
- C. Méthode de chargement.

CHAPITRE II : *Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité des différentes structures de l'acier.*

- A. Préambule.
- B. Variation de n , σ_n et de Π en fonction du temps de chargement en hydrogène.
- C. Application des tests statistiques à l'étude de l'influence de l'hydrogène sur les valeurs de n et de σ_n .

CHAPITRE III : *Influence de l'hydrogène sur les propriétés de rupture des différentes structures de l'acier.*

CHAPITRE IV : *Conclusion de l'étude de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité et de rupture de l'acier.*

CHAPITRE V : *Examen en microscopie électronique des structures de martensite chargée ou non en hydrogène.*

QUATRIEME PARTIE

ETUDE DE DIFFÉRENTS FACTEURS FRAGILISANTS

- A. Introduction.
- B. Influence de la vitesse de déformation sur les résultats de la traction rationnelle.

CINQUIEME PARTIE

HYPOTHESE SUR LES MÉCANISMES DE DÉFORMATION ET DE RUPTURE DANS L'ACIER DEMI-DUR CHARGÉ OU NON EN HYDROGENE

SIXIEME PARTIE

CONCLUSIONS GÉNÉRALES

Bibliographie.

Influence de l'hydrogène dans les aciers demi-durs

par Wen-Koei LIANG

Centre de Recherches de Physique des Métaux
de l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures

PREMIERE PARTIE

Utilisation des essais de traction rationnelle pour l'étude des propriétés de plasticité et de rupture d'un acier

CHAPITRE I

Discussion sur les théories de la plasticité

A. — GÉNÉRALITÉS

La plasticité est la propriété que possèdent certains corps de présenter de grandes déformations permanentes sans se rompre. Celles-ci sont appelées déformations plastiques.

La théorie de la plasticité, c'est-à-dire l'étude des déformations plastiques et des distributions de contraintes correspondantes, a été amorcée en France par l'équipe de Tresca, Saint-Venant et Maurice Lévy. Après une période de ralentissement de quarante ans, elle fut ensuite reprise en Allemagne par Von Mises, Prandtl et Hencky, et aux Etats-Unis par Nadai, dans le but de résoudre des problèmes de travail à froid des métaux (étirage, laminage, emboutissage, etc.) Elle connut au cours de la deuxième guerre mondiale un développement considérable grâce aux problèmes qui sont alors posés aux chercheurs, en particulier, calculs de résistance des plaques de blindage à la pénétration des projectiles, problème de détermination des contraintes et des déformations élastiques et plastiques dans les tubes autofrettés.

Depuis quinze ans, des chercheurs de plus en plus nombreux, en particulier dans les

pays anglo-saxons et en Union soviétique, se consacrent à l'étude de la plasticité et cette discipline, qui a pour objet l'analyse des déformations des substances métalliques, à l'exclusion de tout autre matériau potentiellement plastique, devient chaque jour davantage une branche importante de la physique des métaux.

B. — LIMITE D'ÉCOULEMENT D'UN MÉTAL IDÉALEMENT PLASTIQUE

Le premier chercheur ayant étudié la plasticité est sans doute Tresca¹, qui, en 1868, à la suite d'expérience faites dans les laboratoires de l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures sur du plomb déformé plastiquement sous de fortes pressions, proposa une loi régissant l'écoulement plastique des métaux. Suivant la loi connue sous le nom de critère de Tresca : dans un métal soumis en chaque point à un état de contraintes et pour lequel les contraintes principales classées dans l'ordre décroissant sont :

$$\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$$

l'écoulement se produit lorsque la différence $(\sigma_1 - \sigma_3)$ atteint en valeur absolue un certain seuil σ_0 .

Ce critère s'écrit :

$$|\sigma_1 - \sigma_3| = \sigma_0$$

la contrainte intermédiaire σ_2 ne jouant aucun rôle.

Sans doute, en énonçant cette loi, Tresca s'était lui-même inspiré des travaux de Coulomb² qui, déjà, en 1773, avait formulé une loi analogue sur la rupture des roches.

La valeur σ_0 du deuxième membre de l'équation de Tresca est appelée seuil ou limite d'écoulement. Lorsqu'un corps est idéalement plastique, c'est-à-dire sans écrouissage ni viscosité, la limite d'écoulement σ_0 est une constante.

Dans de nombreuses applications pratiques, on considère le métal comme idéalement plastique. On simplifie ainsi les calculs tout en ayant des résultats en accord avec l'expérience.

Le critère de Tresca n'est pas le seul proposé et utilisé. D'autres ont vu le jour, tous basés sur des considérations théoriques.

En effet, dans l'étude des déformations des métaux à grains fins et non orientés et jusqu'à une certaine valeur de la déformation, le métal peut être considéré comme isotrope et la limite d'écoulement ne doit dépendre que de la valeur des contraintes principales σ_1 , σ_2 , σ_3 , et non de leurs directions.

En conséquence, toute fonction :

$$f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = 0$$

exprimant la limite d'écoulement est une fonction invariante et doit pouvoir s'exprimer en fonction des trois invariants fondamentaux de $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$:

$$J_1 = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$$

invariant linéaire,

$$J_2 = -(\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1)$$

invariant quadratique,

$$J_3 = \sigma_1 \sigma_2 \sigma_3$$

invariant cubique,

D'autre part, des travaux, en particulier ceux de Polanyi et Schmid³, en 1923, de Bridgman⁴, en 1944, ont montré que la contrainte moyenne ou hydrostatique :

$$\sigma_m = \sigma_h = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$$

n'a aucune influence sur le seuil d'écoulement du métal.

Ainsi, à un tenseur de contraintes existant dans un métal, on peut superposer un tenseur hydrostatique quelconque sans que la condition d'écoulement plastique de celui-ci soit modifiée.

Comme conséquence immédiate, on peut, dans la recherche de l'expression de la limite d'écoulement, prendre un état particulier de contraintes $(\sigma'_1, \sigma'_2, \sigma'_3)$ pour lequel la contrainte moyenne est nulle.

Le tenseur $(\sigma'_1, \sigma'_2, \sigma'_3)$ ainsi défini est appelé déviateur de contraintes et joue dans la théorie de la plasticité un rôle extrêmement important.

L'expression cherchée pour la définition du critère d'écoulement doit se réduire à une certaine fonction de J'_2 et J'_3 :

$$J'_2 = -(\sigma'_1 \sigma'_2 + \sigma'_2 \sigma'_3 + \sigma'_3 \sigma'_1)$$

$$J'_3 = \sigma'_1 \sigma'_2 \sigma'_3$$

Parmi les critères préconisés, la plupart ne tiennent pas compte du fait expérimental selon lequel la superposition d'une contrainte hydrostatique n'influe pas sur la limite d'écoulement. D'autres, comme celui déterminé par Prager⁵, sont d'une telle complexité que leur application rend les calculs fastidieux.

Ainsi, de tous les critères proposés, on ne retient que celui de Tresca, déjà cité plus haut, et celui de Von Mises⁶ qui exprime que l'écoulement a lieu lorsque l'invariant quadratique du déviateur atteint une certaine valeur constante, inhérente au métal.

Le critère de Von Mises, lorsqu'on se ramène au tenseur principal de contraintes, s'écrit simplement comme suit :

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = \text{constante, inhérente au métal.}$$

C. — LIMITE D'ÉCOULEMENT DES MÉTAUX PRÉSENTANT LE PHÉNOMÈNE DE CONSOLIDATION

En général, lorsqu'on déforme un métal quelconque, dès l'apparition des premières déformations plastiques, la limite d'écoulement est modifiée et on dit que le métal présente le phénomène de consolidation ou qu'il y a écrouissage.

En supposant, à titre d'hypothèse simplificatrice, que l'état d'écrouissage d'un métal est fonction d'un seul paramètre, on peut encore en utilisant soit le critère de Tresca, soit celui de Von Mises, définir le nouveau seuil d'écoulement du métal écroui.

On a alors, soit :

$$|\sigma_1 - \sigma_3| = \sigma \text{ (Tresca)}$$

soit :

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2 \sigma^2$$

(Von Mises).

Dans chacun des cas, le paramètre σ dépend de l'état d'écrouissage du métal.

D. — ÉTUDE CRITIQUE DES DEUX CRITÈRES D'ÉCOULEMENT

C'est à partir de 1925 que débutèrent les travaux en vue de vérifier la validité de ces deux critères.

Les travaux de Lode⁷ ont montré que celui de Von Mises est en accord avec l'expérience pour un grand nombre de métaux ductiles, tels que le cuivre, le nickel, l'aluminium, le fer, l'acier doux, l'acier demi-dur et les aciers alliés, et que l'assertion de Tresca, selon laquelle la contrainte intermédiaire σ_2 ne joue aucun rôle, ne correspond pas à la réalité. Les travaux ultérieurs de Taylor et Quinney⁸ en 1931, de Lessels et McGregor⁹, en 1940, et de Davis¹⁰, en 1945, viennent encore confirmer la supériorité du critère de Von Mises.

Celui-ci est maintenant généralement adopté.

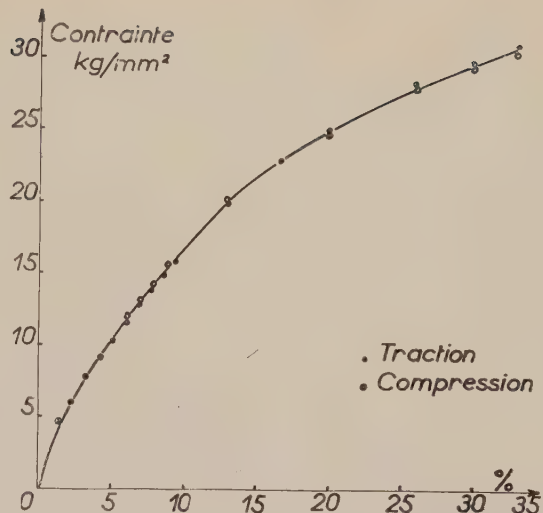


Fig. 1. Résultats des essais de traction et de compression rationnelles effectués sur du cuivre par LUDWIK et SCHEU.

E. — REPRÉSENTATION MATHÉMATIQUE DU PHÉNOMÈNE DE CONSOLIDATION DES MÉTAUX

Selon le critère de Von Mises, la limite d'écoulement d'un métal à l'état écroui a pour expression :

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2 \sigma^2$$

la contrainte σ dépendant de l'état d'écrouissage. On l'appelle contrainte équivalente et on la désigne par $\bar{\sigma}$.

Dans les essais de traction rationnelle, $\bar{\sigma}$ est la contrainte actuelle $\sigma = \frac{P}{S}$, fonction de l'allongement rationnel δ :

l_0 = longueur initiale,

$$\sigma = H_1(\delta) \text{ avec } \delta = \text{Log} \frac{l}{l_0}$$

l = longueur actuelle.

De même, dans les essais de compression rationnelle, $\bar{\sigma}$ est la contrainte actuelle de compression p , fonction de la déformation rationnelle ε :

h = hauteur actuelle.

$$p = H_2(\varepsilon) \text{ avec } \varepsilon = \text{Log} \frac{h}{h_0}$$

h_0 = hauteur initiale,

Partant de l'hypothèse sur l'écoulement basée sur l'énergie de déformation plastique, Ludwig¹¹, en 1909, suggère le premier que les fonctions H_1 et H_2 sont identiques et que les courbes de traction rationnelle et de compression rationnelle doivent se confondre. Il a confirmé ce fait par ses travaux effectués avec Scheu sur le cuivre.

Des travaux ultérieurs de Shepherd¹² utilisant des sollicitations en torsion ont montré que contrainte et déformation sont encore liées par la même fonction H , à condition de donner à ces deux grandeurs une expression appropriée. Les recherches de Ludwik en vue de déterminer les expressions applicables à tous les modes de sollicitation n'ont pas donné de résultats satisfaisants, car il employait le critère de Tresca, généralement adopté à cette époque (1909).

C'est à la suite de l'hypothèse émise par Ros et Eichinger¹³, en 1929, et des travaux de Nadai¹⁴, en 1937, que fut adoptée la définition d'une mesure de déformation plastique appelée : déformation plastique équivalente $\bar{\epsilon}$. On exprime $\bar{\epsilon}$ par la formule :

$\bar{\epsilon} = \int d\bar{\epsilon}$ intégré le long du trajet de déformation avec

$$d\bar{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}} (d\epsilon_{ij} d\epsilon_{ij}) \text{ en chaque point.}$$

Dans ce cas, une seule fonction H relie la contrainte équivalente à la déformation équivalente, quel que soit le trajet de déformation parcouru.

$$\bar{\sigma} = H(\bar{\epsilon})$$

Nous appellerons H la fonction de plasticité.

Les travaux de Schmidt¹⁵, dans le cas de tension et torsion combinées, ont justifié la validité de cette proportion dans les limites des erreurs d'expériences.

F. — RELATION GÉNÉRALE ENTRE LES CONTRAINTES ET LES DÉFORMATIONS

En cherchant à interpréter les résultats expérimentaux de Tresca, Barré de Saint-Venant¹⁶, en 1870, a eu l'idée originale d'émettre l'hypothèse que les axes principaux du tenseur d'incrément de la déformation coïncident avec ceux du tenseur des contraintes.

Partant de cette hypothèse, il a apporté la solution à un certain nombre de problèmes simples ne mettant en jeu que des déformations bidimensionnelles (torsion d'un arbre circulaire, flexion pure d'un barreau prismatique). Il ne croyait pas à la possibilité de résoudre les problèmes de déformation complexe.

C'est à Maurice Lévy¹⁷, alors professeur à l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures, qu'est revenu le mérite de formuler, en 1871, la relation générale existant entre les différents éléments du tenseur d'incrément de la déformation et ceux du tenseur de contraintes.

Mais l'œuvre de Lévy resta longtemps inconnue et ce n'est que quarante ans plus tard, en 1913, que Von Mises⁶ proposa d'une façon indépendante des équations semblables à celles de Lévy, équations connues maintenant sous le nom d'équations de Lévy-Mises et qui servent de base à la théorie de la plasticité :

$$\frac{d\epsilon_x}{\sigma'_x} = \frac{d\epsilon_y}{\sigma'_y} = \frac{d\epsilon_z}{\sigma'_z} = \frac{d\gamma_{yz}}{\tau_{yz}} = \frac{d\gamma_{zx}}{\tau_{zx}} = \frac{d\gamma_{xy}}{\tau_{xy}}$$

ou encore $d\epsilon_{ij} = \sigma'_{ij} d\lambda$, $d\lambda$ étant un facteur scalaire.

Ces équations, jointes à la connaissance de la courbe de plasticité du métal $\bar{\sigma} = H(\bar{\epsilon})$ nous conduisent aux équations de Reuss¹⁸, permettant de déterminer pour une évolution du système le tenseur d'incrément de déformations plastiques à partir d'un état donné :

$$d\epsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{\sigma'_{ij} d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma} H'} \text{ avec } \bar{\sigma} = H(\bar{\epsilon}) \quad H' = \frac{dH}{d\bar{\epsilon}}$$

Ainsi, dans un travail de déformation, on peut théoriquement déterminer à l'avance le tenseur de déformation de l'état final en intégrant les équations de Reuss le long du trajet de charge.

Au moment de formuler ces équations, Reuss suggéra aussi une série d'expériences sur des tubes cylindriques dans le but de vérifier la validité de sa proposition. Ces essais ont été conduits par Hohenemser¹⁹, en 1930, et les résultats obtenus sont en accord dans une large mesure avec ceux prédits par le calcul.

Les équations de Reuss montrent aussi qu'il est nécessaire de connaître la fonction H du métal, ainsi que sa dérivée en chaque point.

L'objet de nos travaux exposés dans le chapitre suivant consiste à déterminer simplement la fonction de plasticité par le tracé complet de la courbe de traction rationnelle.

CHAPITRE II

Détermination de la courbe de traction rationnelle

A. — INTRODUCTION

Dans le chapitre précédent, nous avons montré la nécessité de connaître la fonction de plasticité $\sigma = H(\varepsilon)$ dont la courbe représentative peut être déterminée simplement par traction, compression ou torsion. Parmi les essais courants de laboratoire, nous portons notre préférence sur l'essai de traction rationnelle qui est le plus simple et dont les résultats sont reproductibles.

Mais, dans la recherche de la fonction de plasticité par le tracé de la courbe de traction rationnelle, on se heurte très vite à une difficulté majeure: la formation d'une striction. Celle-ci apparaît dès que l'allongement rationnel atteint une valeur souvent assez faible dépendant de la nature du métal et de sa structure.

Le but de nos travaux est de mettre au point une méthode simple donnant le tracé complet de la courbe de traction rationnelle. Dans cette recherche, nous utilisons un acier demi-dur de composition :

$$\begin{aligned} C &= 0,32 \% & Mn &= 0,64 \% & Si &= 0,38 \% \\ S &= 0,033 \% & P &= 0,022 \%. \end{aligned}$$

De plus, nous lui faisons subir les différents traitements thermiques indiqués dans le tableau I (paragraphe C, p. 8) afin de modifier les caractéristiques de plasticité des corps étudiés.

B. — ESSAIS DE TRACTION RATIONNELLE

Dans l'étude des propriétés de plasticité et de rupture d'un métal par des essais de traction rationnelle, on soumet l'éprouvette cylindrique à un effort de traction suivant son axe. Puis on détermine point par point la relation qui lie la contrainte axiale rationnelle

$$\sigma = \frac{P}{S} \text{ et l'allongement rationnel } \delta :$$

$$\delta = \text{Log } \frac{l}{l_0} = \text{Log } \frac{S_0}{S}$$

en supposant que le volume du métal reste constant au cours de la déformation plastique, hypothèse confirmée par les travaux d'Alkins²⁰ et par ceux de Hanson et Wheeler²¹.

Etant donné l'homogénéité des déformations, la courbe représentative de $\sigma = f(\delta)$ peut se déterminer avec précision jusqu'au moment où la charge P indiquée par la machine de traction atteint son maximum. Ensuite, la charge de la machine décroît au fur et à mesure de la formation de la striction pour aboutir finalement à la rupture de l'éprouvette. Dans cette dernière phase, il est alors impossible de mesurer directement la contrainte axiale du fait de l'hétérogénéité de la déformation.

Pour pouvoir déterminer la courbe $\sigma = f(\delta)$ au delà du point où apparaît la striction, nous devons étudier les conditions de déformation plastique dans l'éprouvette pour une zone particulière caractérisée par sa section minimale.

Si nous admettons que le métal reste homogène et isotrope au cours de la déformation et que son volume demeure constant, le tenseur de déformation en tout point de la section minimale est :

$$E = \left(\delta, -\frac{1}{2}\delta, -\frac{1}{2}\delta \right)$$

Ce tenseur étant à symétrie cylindrique, l'application des équations de Lévy-Mises montre que le tenseur de contraintes l'est également. Ainsi, en chaque point de la section minimale, on a un tenseur de contraintes:

$$S = (\sigma_z, \sigma_r, \sigma_\theta) \text{ avec } \sigma_z = \sigma_0$$

et qui se traduit pour les points se trouvant à la surface de l'éprouvette à :

$$S = (\sigma, 0, 0) \text{ car } \sigma_r = 0 \text{ donc } \sigma_\theta = 0$$

σ étant alors la contrainte uniaxiale liée à δ par la fonction cherchée.

C. — RECHERCHE DE LA VALEUR DE LA CONTRAINTE UNIAXIALE

Le tracé de la courbe $\sigma = f(\delta)$ exige la connaissance de σ se trouvant à la surface de la section minimale pour une valeur de δ donnée.

D'après l'hypothèse d'isotropie de Bridgman²² confirmée expérimentalement par

Davidenkov et Spiridinova²³, la valeur de δ se calcule facilement, étant la même dans toute la section minimale :

$$\delta_t = \text{Log} \frac{1}{1_0} = \text{Log} \frac{S_0}{S}$$

Pour déterminer σ , nous nous reportons aux travaux de Bridgman consacrés au phénomène de striction.

Partant de la connaissance de la tension axiale moyenne $\sigma_m = \frac{P}{S}$ on peut calculer la tension σ se trouvant à la surface de l'éprouvette en faisant intervenir un facteur de correction K, tel que :

$$\sigma = \sigma_m \times K$$

K dépendant lui-même du rapport $\frac{a}{r}$, comme l'ont montré d'abord Siebel²⁴, puis Bridgman.

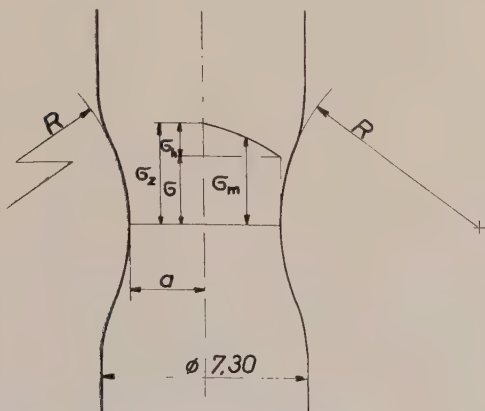


Fig.2. Profil de la striction de l'éprouvette PL9

$a = 2,635$ $R = 7$

on en déduit :

$$\sigma = f(\delta) \quad \sigma_m = \frac{P}{S} \quad \sigma = K \times \sigma_m$$

$$K = \frac{1}{\left(1 + \frac{2R}{a}\right) \text{Log}\left(1 + \frac{1}{2} \frac{a}{R}\right)}$$

$$\sigma_2 = \sigma \times K_h \quad \sigma_h = \sigma \times K_h \quad K_h = \text{Log}\left(1 + \frac{1}{2} \frac{a}{R}\right)$$

Comme l'indique la figure 2, a est le rayon de la section minimale et R le rayon de courbure du profil de la striction.

Bridgman a calculé l'expression donnant K en fonction de $\frac{a}{R}$:

$$K = \frac{1}{\left(1 + 2 \frac{R}{a}\right) \text{Log}\left(1 + \frac{1}{2} \frac{a}{R}\right)}$$

Ainsi, on peut obtenir tous les points de la courbe $\sigma = f(\delta)$ jusqu'à la rupture en mesurant à chaque instant α , R et P. Cette méthode de détermination de la courbe $\sigma = f(\delta)$, bien que compliquée, a été couramment utilisée. Notre but est de proposer une méthode permettant de façon simple, mais avec une bonne approximation, le tracé de cette courbe.

Pour cela, utilisons les deux remarques suivantes :

1° Ainsi que l'a vérifié Bridgman par de très nombreuses mesures faites sur des métaux différents, le rapport $\frac{a}{R}$ est une fonction de $\delta = \text{Log} \frac{S_0}{S}$.

2° La courbe $\delta = f(\delta)$ peut être représentée, au moins dans la première phase de la déformation, par l'équation $\alpha = \delta^n$, ainsi que l'a proposé Ludwik¹¹.

Notre but est de déterminer pour l'acier utilisé une relation simple reliant $\frac{a}{R}$ et δ , et de chercher la fonction $\sigma = f(\delta)$, d'après les résultats de nos essais.

Recherche de la relation entre $\frac{a}{R}$ et δ

Nous avons effectué des essais de traction sur des éprouvettes ayant subi les traitements thermiques indiqués dans le tableau I et pour lesquels les valeurs de $\frac{a}{R}$ et de δ varient dans de larges limites.

Après avoir fait subir à ces éprouvettes l'essai de traction, nous avons mesuré au projecteur de profil les valeurs de a et de R en raccordant les deux parties rompues de chaque éprouvette. Nous obtenons ainsi le tableau II, donnant $\frac{a}{R}$ et l'allongement rationnel à la rupture.

Il est possible, ainsi que le montre la figure 3, de représenter la variation de $\frac{a}{R}$ en fonction de δ par la droite de régression relative à la distribution obtenue, ceci avec une approximation telle que le coefficient de corrélation soit égal à 0,87 (donc un coefficient de détermination de 0,76).

TABEAU I

TRAITEMENT THERMIQUE	DÉSIGNATION DES ÉPROUVETTES	
Trempe à l'eau suivie d'un revenu à 400° pendant 2 h.	4 - 1 4 - 2 4 - 3 4 - 4	
Trempe à l'eau suivie d'un revenu à 500° pendant 1 h 30.	5 - 1 5 - 2 5 - 3 5 - 4	
Trempe à l'eau suivie d'un revenu à 600° pendant 1 h.	6 - 1 6 - 2 6 - 3 6 - 4	
Trempe à l'eau suivie d'un revenu à 650° pendant 1 h.	65 - 1 65 - 2 65 - 3 65 - 4	
Trempe à l'eau suivie d'un revenu de globulisation à 700° pendant 8 h.	PG - 1 PG - 2 PG - 3 PG - 4	
Austénisation à 870° pen- dant 0 h 15 suivie d'un refroidissement à l'air.	PL - 9 PL - 10	

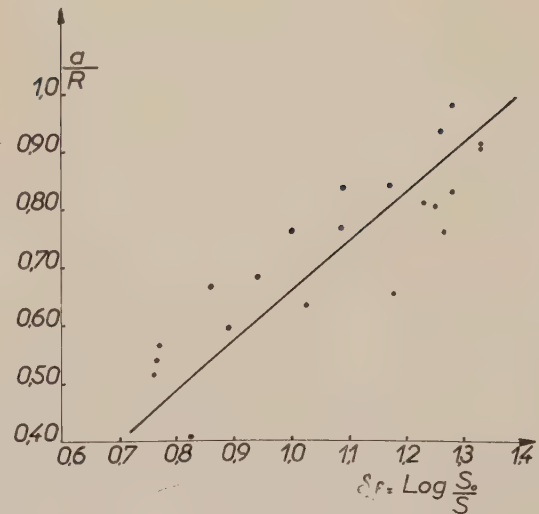


Fig. 3. Droite de régression
représentant la variation de
 $\frac{a}{R}$ en fonction de δ_f .

TABEAU II

Détermination de la droite de régression $\frac{a}{R} = f(\delta)$

ÉPROU- VETTE	a	R_1	R_2	R_3	R_4	R_m	$y = \frac{a}{R_m}$	$x = \text{Log } \frac{S_0}{S}$
4 - 1	2,695	4	6,0	4,0	5,0	4,75	0,567	0,771
4 - 2	2,710	7	4,0	5,0	4,0	5,00	0,542	0,763
4 - 3	2,705	5	5,0	5,0	6,0	5,25	0,515	0,759
4 - 4	2,535	5	4,0	4,0	4,0	4,25	0,596	0,889
5 - 1	2,390	3	3,0	3,0	3,5	3,13	0,765	1,001
5 - 2	2,475	4	3,5	4,0	3,0	3,63	0,683	0,941
5 - 3	2,580	4	3,5	4,0	4,0	3,88	0,666	0,859
5 - 4	2,380	4	3,5	4,0	3,5	3,75	0,625	1,027
6 - 1	2,205	4	4,0	3,0	2,5	3,38	0,653	1,182
6 - 2	2,310	4	3,0	2,0	2,0	2,75	0,840	1,091
6 - 3	2,215	3,5	2,5	2,0	2,5	2,63	0,844	1,170
6 - 4	2,315	4	2,5	2,5	3,0	3,00	0,772	1,083
65 - 1	2,115	2	2,5	2,0	2,5	2,25	0,940	1,260
65 - 2	2,145	3	3,0	2,5	2,0	2,63	0,816	1,230
65 - 3	2,095	3	2,0	1,5	2,0	2,13	0,986	1,280
65 - 4	2,090	2,5	3,0	2,5	2,0	2,50	0,836	1,280
PG - 1	2,050	2,5	2,5	2,0	2,0	2,25	0,911	1,330
PG - 2	2,130	3,5	3,0	2,0	2,0	2,63	0,811	1,249
PG - 3	2,050	2	2,5	2,0	2,5	2,25	0,911	1,330
PG - 4	2,110	2	2,5	3,5	3,0	2,75	0,767	1,267
PL - 9	2,635	7	7,0	7,0	7,0	7,00	0,376	0,828
PL - 10	2,635	7	7,0	5,0	7,0	6,50	0,405	0,823

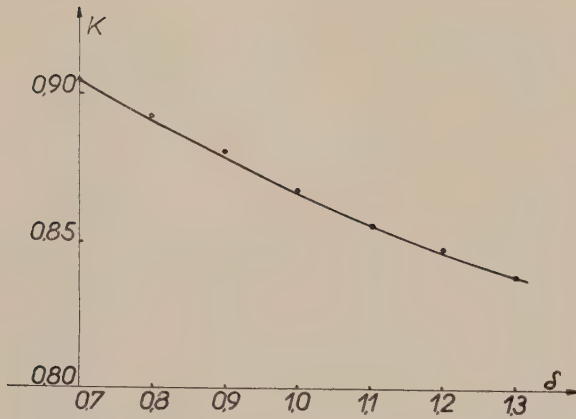


Fig. 4. Facteur de correction de BRIDGMAN de fonction de l'allongement rationnel.

Cette constatation permet de calculer et de représenter (fig. 4) la variation du facteur de correction K en fonction de δ , suivant la relation de Bridgman.

Nous pouvons alors déterminer la valeur de la contrainte uniaxiale agissant à la surface de l'éprouvette à la section minimale au moment de la rupture :

$$\sigma_f = \sigma_m \times K$$

Le point (δ_f, σ_f) représentant la rupture est un point de la courbe cherchée.

D. — RECHERCHE DE LA FONCTION DE PLASTICITÉ

Il est admis généralement qu'en première approximation la phase initiale des déformations peut être représentée par l'équation :

$$\sigma = k \delta^n,$$

n étant le coefficient d'écroissage.

On peut déterminer n avec précision grâce à une dizaine de mesures faites au moment où la charge de la machine est au voisinage du maximum.

En portant en abscisses $\log \delta$ et en ordonnées $\log \sigma$, on obtient une droite de pente n .

Low²⁵ et Hollomon²⁶ ont démontré mathématiquement qu'au moment exact où la charge atteint son maximum, on a la relation $\delta = n$.

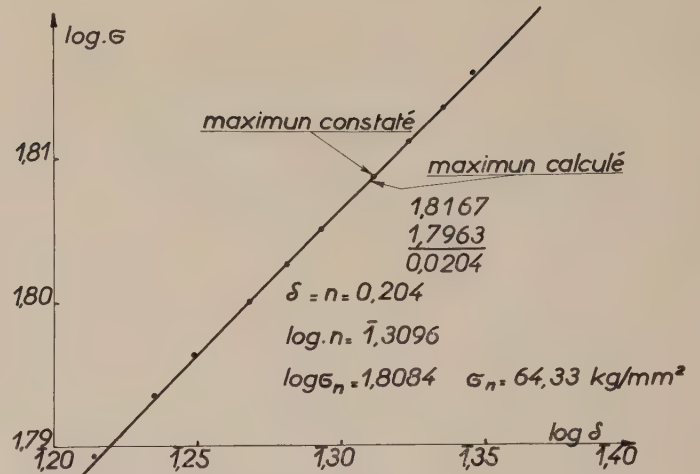


Fig. 5. Détermination de n et σ_n .

La figure 5 montre comment on peut déterminer n et σ_n avec précision, σ_n étant la valeur de σ au point $\delta = n$.

On peut ainsi tracer la première partie de la courbe $\sigma = f(\delta)$ sous sa forme :

$$\sigma = k \delta^n = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$$

grâce à la connaissance de n et de σ_n .

Considère²⁷ et Ludwik¹¹ ont fait remarquer que la tangente à la courbe au point (n, σ_n) coupe l'axe des abscisses au point $\delta = n - 1$ et que sa pente est égale à σ_n comme le montre la figure 6.

Nos résultats expérimentaux nous conduisent à formuler la nouvelle proposition selon laquelle la variation de σ en fonction de δ , bien représentée dans sa phase initiale par la courbe d'équation $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$, devient linéaire au delà du point $(2n, \sigma_{2n})$ et peut

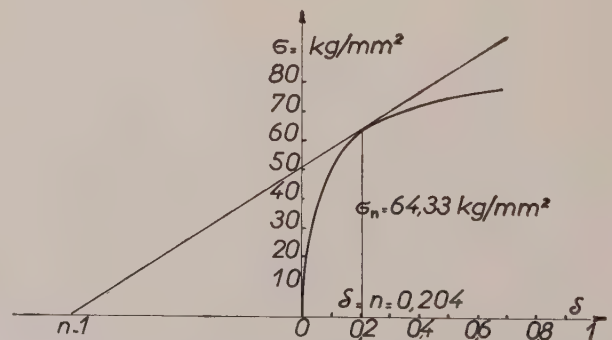


Fig. 6. Courbe de traction rationnelle, selon l'équation $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$

alors être représentée par la tangente en ce point à la courbe précédente, comme l'indique la figure 7.

Cette proposition résulte de la comparaison de la valeur de σ_f trouvée sur cette tangente au point de rupture d'abscisse δ_f à celle calculée grâce au facteur de correction K de Bridgman et considérée comme très voisine de la valeur réelle de la contrainte uniaxiale.

Comme, d'autre part, on utilise quelquefois l'équation $\sigma = k \delta^n$, même pour des grandes déformations, il est intéressant de comparer la valeur de σ obtenue à partir de l'équation $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$ aux deux valeurs définies précédemment.

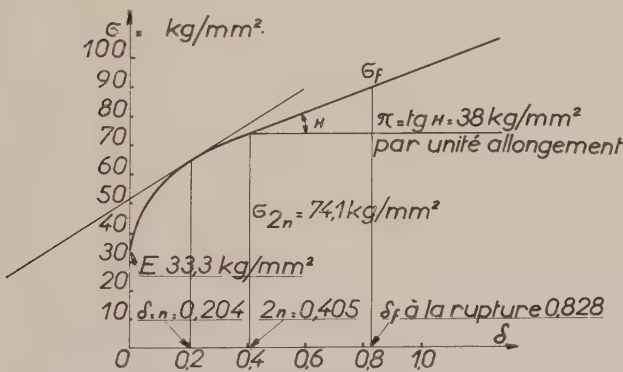


Fig. 7. Représentation graphique de notre hypothèse.

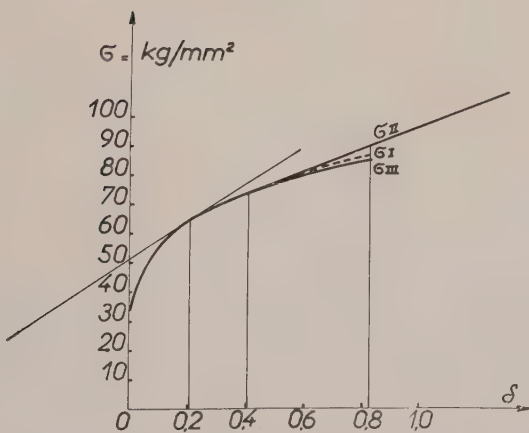


Fig. 8. Comparaison des 3 valeurs de σ_f :

- σ_I , Représentation de BRIDGMAN
- σ_{II} , Représentation de l'auteur.
- σ_{III} , Courbe $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$.

Ainsi, pour une valeur de δ_f , on obtient pour la contrainte uniaxiale :

— σ_I calculée à l'aide du facteur de Bridgman,

— σ_{II} trouvée sur la tangente en question,

— σ_{III} calculée à partir de l'équation :

$$\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$$

considérée comme valable jusqu'à la rupture.

La figure 8 donne la position de ces différents points.

Les résultats obtenus sont rassemblés dans le tableau III.

On constate que, par rapport aux valeurs trouvées à l'aide du facteur de correction de Bridgman, celles déterminées par notre méthode sont nettement plus valables que celles obtenues par l'équation $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$.

Si, de plus, on considère que les valeurs trouvées par l'intermédiaire du facteur de correction K sont elles-mêmes sujettes à des erreurs expérimentales estimées à 5 %, on peut admettre la validité de notre proposition.

Selon Bridgman²⁸, une telle approximation de 5 % est considérée comme satisfaisante dans la plupart des cas d'application pratique.

E. — CONCLUSIONS

Ainsi donc, la courbe $\sigma = f(\delta)$, ou plus généralement $\sigma = H(\epsilon)$, est complètement connue à partir des caractéristiques n et σ_n du métal, caractéristiques qu'on détermine facilement au cours d'un essai de traction rationnelle.

Ceci n'est possible qu'à condition de faire jouer un rôle particulier à la tangente à la courbe $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$ au point $(2n, \sigma_{2n})$. Nous

la désignons par $\Pi = \left(\frac{d\sigma}{d\delta} \right)_{2n}$.

Les trois paramètres n , σ_n , Π déterminent à eux seuls la fonction de plasticité du métal d'une façon univoque.

Nous proposons d'appeler la pente de la tangente en question II : module de déformation plastique du métal.

Dans ce qui suit, pour l'étude du comportement plastique d'un métal, ces trois valeurs seront seules prises en considération.

Remarquons que dans les équations de Reuss, H' est la tangente à la courbe de

plasticité du métal au point considéré. Lorsque la déformation équivalente dépasse la valeur

$$2n, H' = \frac{dH}{d\varepsilon} = H = \text{constante, l'intégration}$$

des équations de Reuss peut être, dans une certaine mesure, simplifiée. Ainsi, le choix de la tangente au point $(2n, \sigma_{2n})$ peut revêtir une importance pratique.

TABLEAU III

<i>Comparaison de la valeur de σ, calculée en partant du facteur de correction de Bridgman, avec celle trouvée sur la tangente, ainsi qu'avec celle trouvée par la formule $\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n$</i>					
EPROUVETTE	σ_I kg/mm ² (correction Bridgman)	σ_{II} kg/mm ² sur la tangente	σ_{III} kg/mm ² sur la courbe	$\frac{\sigma_{II} - \sigma_I}{\sigma_I} \%$	$\frac{\sigma_{III} - \sigma_I}{\sigma_I} \%$
4-2	158,1	168,0	141,8	+ 6,3	— 10,3
4-3	158,6	166,3	138,1	+ 4,9	— 12,9
4-4	152,9	159,7	129,4	+ 4,4	— 15,4
5-1	130,8	142,2	116,3	+ 8,7	— 11,1
5-2	144,1	148,9	123,0	+ 3,3	— 14,6
5-3	136,3	143,3	121,1	+ 5,1	— 11,2
5-4	137,9	142,7	116,1	+ 3,5	— 15,8
6-1	126,8	131,5	108,7	+ 3,5	— 14,3
6-2	130,0	134,9	113,8	+ 3,8	— 12,5
6-3	127,9	130,5	107,4	+ 2,0	— 16,0
6-4	131,6	136,1	113,1	+ 3,4	— 14,0
65-2	124,2	126,2	104,1	+ 1,6	— 16,2
65-3	130,4	131,1	106,2	+ 0,5	— 18,6
65-4	124,8	124,9	101,5	+ 0,0	— 18,7
PG-1	110,2	115,0	99,3	+ 4,4	— 9,9
PG-2	111,1	115,4	100,0	+ 3,9	— 10,0
PG-3	112,6	114,4	98,3	+ 1,6	— 12,7
PG-4	112,9	116,3	100,0	+ 3,0	— 11,4
PL-9	86,4	89,7	85,6	+ 3,8	— 0,9
PL-10	86,5	89,7	85,5	+ 3,7	— 1,2

CHAPITRE III

Etude du phénomène de rupture des métaux

A. — INTRODUCTION

Bien que la connaissance acquise dans le domaine de la rupture des métaux demeure encore fragmentaire, on considère généralement comme bien fondées les suggestions de Bridgman selon lesquelles :

a) La rupture d'un métal a lieu lorsque l'état critique des contraintes est atteint,

mais que :

b) Cet état dépend du trajet de charge et de déformation précédant la rupture.

Remarquons tout d'abord que, pour certains exemples envisagés dans un chapitre ultérieur, tel que le cas particulier de l'acier à structure martensitique chargé ou non en hydrogène, la déformation précédant la rupture est minime et la condition a) seule suffit.

Par contre, dans le cas des métaux ductiles, comme celui de l'acier à structure perlitique ou sorbitique, la déformation précédant la rupture peut être importante et le trajet de charge de déformation devient un facteur dominant. Les conditions a) et b) devront alors être satisfaites simultanément.

De plus, dans ce qui va suivre, nous considérons que du point de vue macroscopique le métal reste homogène et isotrope jusqu'à la rupture, bien que la valeur que prend la déformation plastique puisse souvent être importante et entraîner une certaine anisotropie du métal. Mais l'hypothèse de l'homogénéité et de l'isotropie permet d'introduire dans la théorie de la rupture de grandes simplifications, comme nous l'avons déjà vu dans la théorie de la plasticité, et l'expérience montre qu'elle est parfaitement valable lorsqu'on se limite à l'étude macroscopique du phénomène.

Dans un chapitre ultérieur, nous verrons qu'à l'intérieur de chaque grain le métal n'est ni homogène, ni isotrope, et que nous devrons tenir compte de ce fait lorsque nous chercherons à analyser le micromécanisme de la déformation et de la rupture.

B. — DÉFINITION ET CHOIX D'UN CRITÈRE DE RUPTURE

Au point de rupture et à ce moment précis, le métal est soumis à un certain état de contraintes $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$.

Comme conséquence de l'hypothèse de l'homogénéité et de l'isotropie des déformations, il est possible de définir les conditions entraînant la rupture du métal par une fonction ou critère de rupture $f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = 0$ pouvant s'exprimer en termes des trois invariants fondamentaux du tenseur des contraintes $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$.

En raison de la difficulté de réaliser dans la pratique des états de contraintes triaxiales bien déterminées, les travaux effectués dans le but de définir le critère de rupture se font, jusqu'à ce jour, essentiellement sur des états de contraintes biaxiales et on généralise ensuite les résultats obtenus aux cas de contraintes complexes.

Pour chacun des métaux étudiés, les résultats des essais permettent de juger de la validité de l'une ou de l'autre des différentes loi émises ci-dessous :

1) Loi de la contrainte principale maximale :

$$\sigma_1 = \sigma_{\max}$$

2) Loi de la contrainte de cisaillement maximale :

$$\frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \tau_{\max}$$

Cette loi est semblable à celle de Tresca en plasticité.

3) Loi de la contrainte hydrostatique maximale :

$$\sigma_h = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} = (\sigma_h)_{\max}$$

On se rappelle qu'en plasticité les conditions de l'écoulement ne dépendent pas de la contrainte hydrostatique.

4) Loi de la contrainte équivalente maximale :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} = \sigma_{\max}$$

Cette loi est semblable à celle de Von Mises en plasticité.

5) Loi de l'invariant cubique maximal :

$$\bar{\Psi} = \sigma_1 \sigma_2 \sigma_3 = \bar{\Psi}_{\max}$$

6) Loi s'exprimant par une fonction quelconque des trois invariants fondamentaux du tenseur des contraintes :

$$\bar{\Phi}(\mathbf{J}_1, \mathbf{J}_2, \mathbf{J}_3) = 0$$

Les premiers travaux ont été effectués par Siebel et Maier²⁹ sur des tubes en acier, en laiton ou en fonte, soumis à une pression intérieure et à un effort axial de traction. En chaque point du tube on a deux contraintes principales positives. Dans ces conditions, le critère de contrainte principale maximale se confond avec le critère de cisaillement maximal. De son côté, le critère de contrainte équivalente maximale fournit des valeurs assez peu différentes de celles des deux premières lois.

Pour mieux apprécier la validité des divers critères, Thomson, Cunningham, Lotz et Dorn ont fait des essais en contraintes biaxiales, aussi bien dans le domaine traction-traction que celui de traction-compression sur des alliages à base d'aluminium^{30, 31} ou de magnésium³².

Leurs travaux ont montré que la rupture des alliages à base d'aluminium ou de magnésium obéit à la loi de la contrainte de

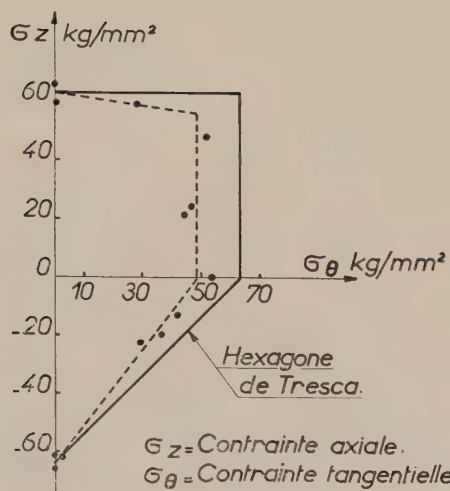


Fig. 9. Rupture sous contraintes biaxiales de l'alliage d'aluminium de composition: Cu: 3,8-4,9 - Mg: 1,2-1,8. Mn: 0,3-0,9. Si: 0,50%.

cisaillement maximale. En effet, les points expérimentaux se trouvent bien dans le voisinage de l'hexagone de Tresca, comme on le voit sur la figure 9.

Par contre, pour la fonte de moulage, les travaux de Cook et Robertson, ainsi que ceux de Ros et Eichinger¹³ semblent indiquer que, soumise à des états de contraintes biaxiales, la fonte obéit à la loi de la contrainte principale maximale, lorsque l'une des contraintes au moins est positive et qu'elle obéit à la loi de la contrainte de cisaillement maximal lorsque toutes les deux contraintes sont négatives. Ainsi, la fonte semble obéir à deux critères de rupture différents selon l'état de contraintes auquel elle est soumise.

Pour l'acier, d'après Nadai³³ et Dorn³⁴, la loi de la contrainte de cisaillement maximal est supérieure à celle de la contrainte principale maximale ou à celle de la contrainte hydrostatique maximale. Cette dernière a été préconisée par Bridgman³⁵ pendant un certain temps, mais fut abandonnée à la suite des expériences effectuées par l'équipe de McAdam³⁶.

Etant donné le petit nombre d'essais effectués en vue de déterminer le critère de rupture des aciers et que tous ces essais ont conduit à considérer la loi de la contrainte de cisaillement comme la plus conforme aux résultats expérimentaux, nous adopterons dans la suite de nos travaux cette dernière loi pour l'étude de la rupture des différentes structures de notre acier.

C. — INFLUENCE DE LA CONTRAINTE HYDROSTATIQUE SUR L'ÉTAT DE CONTRAINTE CRITIQUE DE RUPTURE

Le critère de cisaillement maximal nous permet de dire si un état de contraintes entraîne ou non la rupture du métal.

Cette rupture a lieu lorsque l'état de contraintes ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$) est tel que $\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}$ atteint la valeur limite τ_{max} .

Mais lorsque le métal est ductile, cette condition seule ne suffit pas.

La valeur limite τ_{max} dépend en effet du trajet de contraintes et de déformation précédant la rupture.

Dans leurs recherches sur le phénomène de rupture, les auteurs se sont servis, jusqu'à présent, uniquement d'essais de traction sur éprouvettes cylindriques entaillées.

A l'aide du coefficient de correction de Bridgman indiqué dans le chapitre II, ils déterminent l'état de contraintes triaxiales se trouvant au point et au moment de la rupture.

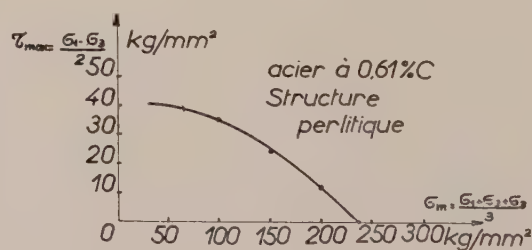


Fig. 10.

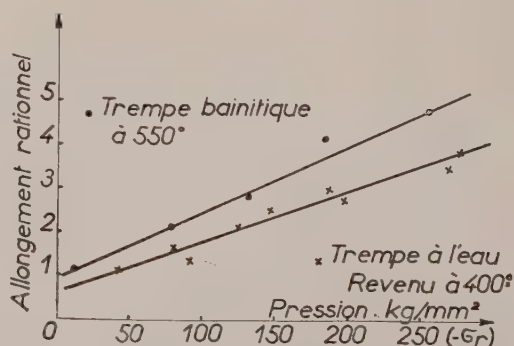


Fig. 11.

Influence de la contrainte hydrostatique sur les caractéristiques de rupture.

Sachs³⁷ a cherché à déterminer l'influence des différents facteurs sur l'état de contraintes critique des alliages d'aluminium et a montré que la contrainte limite de cisaillement diminue lorsque le tenseur hydrostatique augmente.

McAdam³⁸ obtient des résultats similaires sur un acier à 0,61 % de carbone à structure perlitique, comme le montre la figure 10.

Les travaux ultérieurs de Sachs³⁹ montrent que le trajet parcouru par le tenseur hydrostatique de contraintes a une influence déterminante sur le tenseur critique de rupture. Bridgman⁴⁰ a confirmé ces faits par des essais de traction sur des éprouvettes soumises à de fortes pressions hydrostatiques. Ses résultats montrent qu'une pression extérieure augmente aussi bien la contrainte de cisaillement critique que l'allongement à la rupture. La figure 11 donne la variation en fonction de la pression de l'allongement à la rupture de deux structures différentes d'un même acier. On remarque que dans les deux cas la variation est linéaire.

Ainsi, dans l'étude comparative des propriétés de rupture des métaux ductiles, il est nécessaire de tenir compte de l'influence de la contrainte hydrostatique et de celle de son histoire.

D. — ÉTUDE DU PHÉNOMÈNE DE RUPTURE PAR LES ESSAIS DE TRACTION RATIONNELLE

Dans le chapitre II consacré à l'étude de la traction rationnelle sur éprouvettes cylindriques, nous avons montré que l'état de contraintes, ainsi que celui de déformation, sont en chaque point à symétrie axiale.

Pour un tel état de contraintes, le critère de Von Mises exprimant les conditions de l'écoulement plastique se confond avec le critère de cisaillement maximal régissant le phénomène de rupture.

En conséquence, nous pouvons tracer sur le même plan (δ, σ) la courbe de traction rationnelle $\sigma = f(\delta)$ en contrainte uniaxiale et la courbe de rupture

$$(\sigma_1 - \sigma_3) = 2 \tau_{\max} = g(\delta)$$

représentant la variation de la contrainte de cisaillement maximal en fonction de l'allon-

gement pour des conditions de contrainte hydrostatique bien déterminées.

La rupture a lieu au point où ces deux courbes se coupent.

De nombreux auteurs ont cherché à déterminer la courbe de rupture des métaux. Kuntze⁴¹, en particulier, a trouvé que la résistance à la rupture augmente d'abord avec la déformation plastique et diminue ensuite pour rencontrer la courbe de plasticité au point de rupture. Ses travaux ont été repris dans la suite par McAdam⁴², Davidenkov et Wittmann⁴³ et Hollomon⁴⁴. Selon ce dernier,

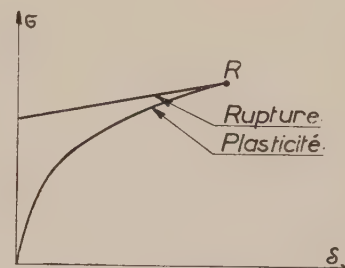


Fig.12. Acier à structure perlitique.

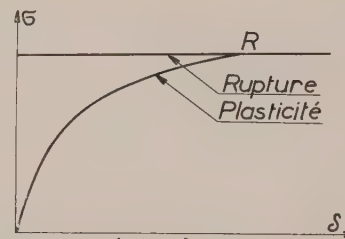


Fig.13. Acier à structure sorbitique.
Allures des courbes de plasticité et de rupture d'après HOLLOMON.

la courbe de rupture d'un acier peut être assimilée à une droite dont la pente est nulle pour la structure sorbitique et faible pour la structure perlitique, comme le montrent les figures 12 et 13.

Comme la pente de la droite est nulle ou faible, nous considérerons dans la suite de notre étude que la courbe de rupture est une droite horizontale pour toutes les structures de notre acier chargé ou non en hydrogène.

E. — DÉTERMINATION DE L'ÉTAT DE CONTRAINTES ET DE L'ÉTAT DE DÉFORMATION AU POINT DE RUPTURE DE L'ÉPROUVETTE CYLINDRIQUE

Ludwik ¹¹ a montré que pour une éprouvette cylindrique au départ, une rupture non fragile se produit initialement sur l'axe au droit de la striction et qu'elle se propage ensuite vers la surface de l'éprouvette. Il apparaît que l'étude des deux tenseurs de contraintes et de déformation doit se faire en ce point.

Selon Bridgman ⁴⁵, on peut, en première approximation, considérer que le tenseur de déformation est partout le même dans la section minimale :

$$E = \left(\delta_t' - \frac{1}{2} \delta_t' - \frac{1}{2} \delta_t \right)$$

avec

$$\delta = \text{Log} \frac{S_o}{S_f}$$

Il est donc entièrement déterminé par la mesure du diamètre initial et du diamètre final minimal de l'éprouvette.

Cependant pour déterminer le tenseur des contraintes au centre de la striction lors de la rupture, il nous faut utiliser les résultats de Bridgman sur la répartition des contraintes dans la section de la striction.

Ce tenseur peut se décomposer en une somme de deux tenseurs : l'un équivalent à

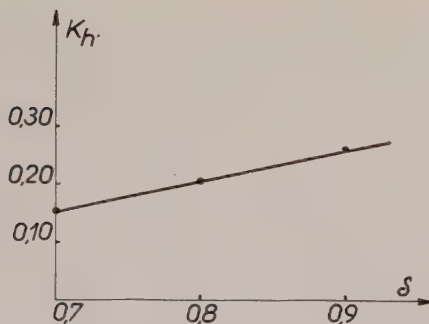


Fig.14. Variation de K_h en fonction de l'allongement rationnel dans la section minimale de la striction.

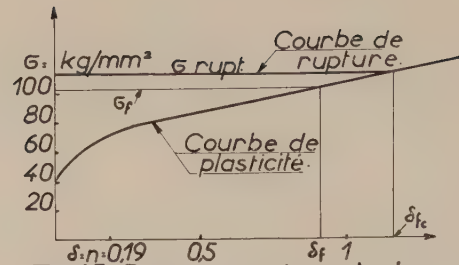


Fig.15. Détermination de la contrainte limite de rupture σ_{rup} .

$n=0,190$; $\sigma_n=82 \text{ kg/mm}^2$; $\delta_f=0,91$; $\sigma_f=103 \text{ kg/mm}^2$;
 $k_h=0,30$; $\sigma_h=30,9 \text{ kg/mm}^2$; $K_T = \frac{30,9}{103 \times 0,9} = 0,23$;
 $\delta_{fc}=1,16$; $2\sigma_{max} = \sigma_{rup} = 114 \text{ kg/mm}^2$.

une contrainte uniaxiale et l'autre à un tenseur hydrostatique.

$$S = (\sigma_z, \sigma_r, \sigma_t) = (\sigma_t, 0, 0) + (\sigma_r, \sigma_r, \sigma_r)$$

La figure 2 donne les différentes composantes de ces deux tenseurs.

La contrainte uniaxiale est égale à celle existant à la surface de l'éprouvette dans la section de rupture. Dans l'étude sur les propriétés de plasticité, nous avons déterminé la courbe de plasticité $\sigma = f(\delta)$ en contrainte uniaxiale.

La valeur σ_f à la rupture se déduit de cette courbe à partir de la valeur correspondante de $\delta_f = \text{Log} \frac{S_o}{S_f}$, comme le montre la figure 15.

Pour le tenseur hydrostatique, la composante σ_r se déduit de σ_f par l'intermédiaire du second facteur de Bridgman, tel que :

$$\sigma_r = \sigma_f \times K_h$$

avec

$$K_h = \text{Log} \left(1 + \frac{1}{2} \frac{a}{R} \right)$$

Comme nous avons montré que $\frac{a}{R}$ dépend de δ , nous pouvons donc représenter la variation de K_h en fonction de δ_f sur la figure 14.

Ainsi, la connaissance de la courbe de plasticité et celle de l'allongement à la rupture nous permettent de déterminer le tenseur de contraintes se trouvant au centre de la section minimale de la striction.

F. — INFLUENCE DE LA TRIAXIALITE SUR LA RUPTURE DES ÉPROUVETTES CYLINDRIQUES DE TRACTION

En adoptant le critère de cisaillement maximal, on peut dire que la rupture a lieu lorsque le tenseur de contraintes est tel que :

$$\frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\sigma_2 - \sigma_r}{2} = \frac{\sigma_f}{2} = \tau_{\max}$$

c'est-à-dire lorsque la courbe de traction rationnelle $\sigma = f(\delta)$ atteint une certaine valeur de $2\tau_{\max}$.

Nous avons vu aussi que cette valeur limite $\tau_{\max}$ varie avec la contrainte hydrostatique du tenseur. Comme le tenseur hydrostatique est à tout moment maximal au centre de la striction, c'est en ce point que la contrainte de cisaillement critique est la plus faible et c'est là aussi que se produit la première fissure.

Pour que la comparaison de la résistance à la rupture des différentes structures de l'acier chargé ou non en hydrogène soit valable, on devrait se ramener au cas où les éprouvettes seraient toutes soumises au cours de la déformation plastique aux mêmes états de contraintes hydrostatiques.

Dans le cas des éprouvettes cylindriques, on peut caractériser le tenseur hydrostatique par un coefficient dit coefficient de triaxialité K_T ainsi défini :

$$K_T = \frac{\sigma_v}{\sigma_z} = \frac{\sigma_r}{\sigma_f + \sigma_r}$$

Comme l'allongement à la rupture dépend du tenseur hydrostatique, il dépend également de K_T qui en est une fonction sensiblement linéaire.

Sur la figure 11, Bridgman a montré que l'allongement à la rupture augmente linéairement avec la pression hydrostatique. Nous pouvons admettre en première approximation qu'inversement cet allongement diminue linéairement avec la traction hydrostatique, c'est-à-dire avec K_T .

Ainsi, sur la figure 16, nous sommes en mesure de tracer la droite représentant δ_f en fonction de K_T , puisque nous en connaissons déjà deux points :

— Le point (K_T, δ_f) représentant la rupture de l'éprouvette;

— Le point ($K_T = 1, \delta_f = 0$) pour lequel il n'y aurait pas de déformation plastique.

Le point d'intersection de cette droite avec l'axe des allongements donne la valeur δ_{fc} : valeur corrigée de l'allongement. On considère que l'éprouvette subit à la rupture l'allongement δ_{fc} si le tenseur de contraintes était resté uniaxial tout le long de la déformation plastique.

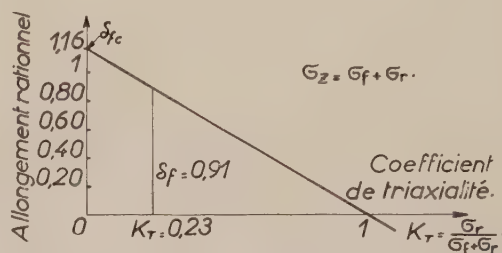


Fig.16. Détermination de la droite reliant δ_f à K_T .

Cette valeur δ_{fc} nous permet de déterminer sur la courbe de plasticité la valeur théorique σ_{rup} de la résistance à la rupture en contrainte uniaxiale, comme on le voit sur la figure 15.

Nous définissons la résistance à la rupture du métal comme étant égale à σ_{rup} .

G. — CONCLUSION

L'adoption du critère de cisaillement maximal et les considérations sur l'influence de la contrainte hydrostatique concernant le phénomène de rupture nous ont conduits à définir la résistance à la rupture en contrainte uniaxiale comme étant :

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_{rup} = 2\tau_{\max}$$

Dans l'étude ultérieure de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de rupture des divergences structures de l'acier demi-dur, la valeur σ_{rup} servira de mesure de comparaison.

Son choix nous permet d'isoler l'influence de l'hydrogène de celle du tenseur hydrostatique sur les propriétés de rupture : le tenseur hydrostatique serait dans ce cas nul à tout moment.

DEUXIEME PARTIE

Choix de l'acier étudié et détermination des traitements thermiques

A. — INTRODUCTION

Grâce à des travaux antérieurs effectués par Bastien, Azou et Amiot ⁴⁶, l'hypothèse semble être confirmée selon laquelle l'influence de l'hydrogène sur les propriétés mécaniques d'un acier ordinaire ou moyennement allié dépend plus de la structure de celui-ci, c'est-à-dire du traitement thermique qu'il a subi, que de sa composition chimique.

Nous avons voulu confirmer et expliciter l'influence de l'hydrogène sur les différents types de structures, en particulier sur les propriétés de plasticité et de rupture par l'intermédiaire des critères que nous avons définis dans la première partie de ce travail.

Comme le processus de chargement de l'hydrogène décrit plus loin, ainsi que le mode opératoire des essais mécaniques comportent une certaine dispersion, les résultats obtenus peuvent présenter des variations plus ou moins importantes. En conséquence, pour pouvoir tirer de cette étude des conclusions valables, celle-ci doit être faite sur un nombre suffisant d'essais et les résultats des mesures seront soumis à des tests statistiques.

Dans le but de réduire l'amplitude de dispersion, il est nécessaire que la composition chimique de l'acier soit la même sur tous les échantillons d'essais et que l'état structural soit bien défini et obtenu avec précision.

B. — COMPOSITION CHIMIQUE DE L'ACIER

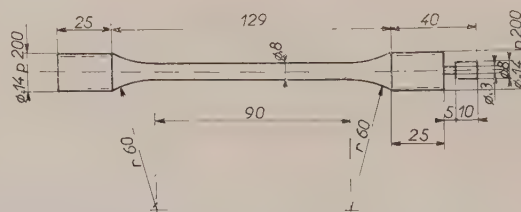
L'acier choisi est de la nuance demi-dur ordinaire. Il est livré en barres de 16 mm de diamètre et de 6 m de longueur. Chaque barre donne lieu à la réalisation de 30 éprouvettes de traction (fig. 17) ayant même structure, c'est-à-dire ayant subi un traitement thermique identique. Ces 30 éprouvettes sont soumises à des durées variables de chargement

en hydrogène. On détermine ensuite l'influence de l'hydrogène sur les propriétés mécaniques de la structure en question.

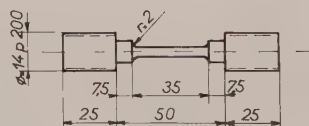
De nombreuses analyses chimiques ont indiqué que les teneurs en éléments autres que le carbone se trouvent entre les limites suivantes :

Si : 0,29-0,30 %	Mn : 0,57-0,61 %
Ni : 0,29-0,32 %	Cr : 0,07 %
Cu : 0,22-0,23 %	S : 0,02 %
P : 0,02 %	

Pour le carbone, dont l'influence est importante sur le traitement thermique et sur les propriétés mécaniques, la teneur est choisie égale à $(0,34 \pm 0,01 \%)$. Pour cela, nous ne retenons que les barres d'acier sur lesquelles une analyse chimique faite préalablement sur les deux extrémités indique une teneur en carbone égale à 0,34 %.



a) Epreuve type de traction



b) Epreuve de traction au choc

Fig. 17.

Echelle 3/4

C. — DÉTERMINATION DES POINTS DE TRANSFORMATION DE L'ACIER ET DU PROCESSUS DE NORMALISATION ET DE TREMPE

a) Détermination des points de transformation

Cette recherche est faite par dilatométrie absolue. Elle s'effectue sur des éprouvettes de $(20 \pm 0,01)$ mm de longueur et de 3 mm de diamètre.

La vitesse de chauffage et de refroidissement est de 200° à l'heure. On suit la température à l'aide d'un couple de chromel-alumel. L'enregistrement de la variation de la longueur de l'éprouvette se réalise par un capteur inductif de déplacements couplé à un pont de mesure à lecture directe. Les figures 18 et 19 donnent les schémas de ces appareils.

La figure 20 donne les courbes dilatométriques de notre acier. On y note les points de transformation suivants :

$$\begin{aligned} \theta_{Ac_1} &= 734^\circ & \theta_{Ac_3} &= 820^\circ \\ \theta_{Ar_3} &= 755^\circ & \theta_{Ar_1} &= 708^\circ \end{aligned}$$

Nous choisissons pour la température d'austénisation la valeur de $\theta_{Ac_3} + 50^\circ$, soit 870° et la durée de maintien en température est de 15 minutes.

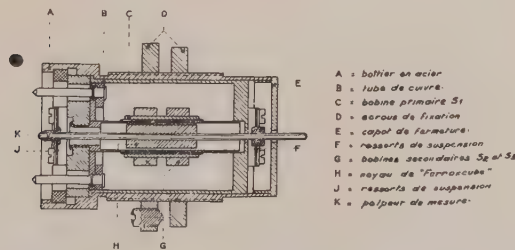


Fig 18 Capteur inductif de déplacement

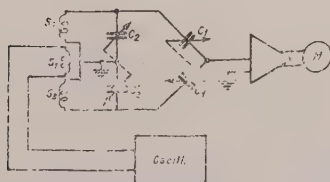


Fig.19. Pont de mesure à lecture directe

On mesure la différence de tension entre les deux bobines secondaires S_2 et S_3 du capteur

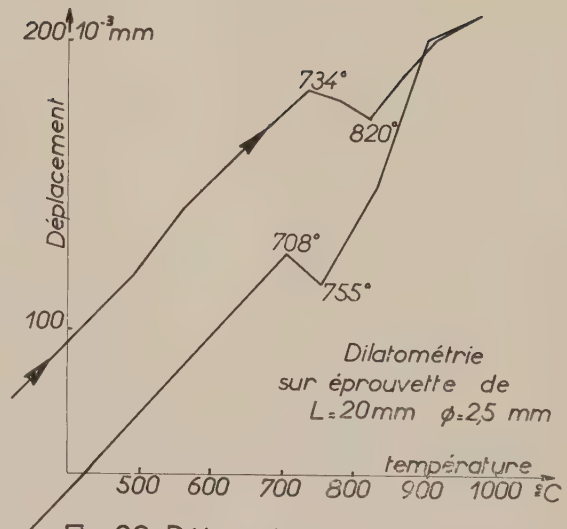


Fig 20. Détermination par dilatométrie absolue des points de transformation de l'acier.

b) Processus de normalisation

La normalisation de l'acier est obtenue en maintenant celui-ci à la température de 870° pendant 15 minutes et en lui faisant subir ensuite un refroidissement à l'air. La structure obtenue est alors celle de la perlite lamellaire.

c) Processus de trempe martensitique

Pour réaliser la trempe, l'acier est porté à 870° pendant 15 minutes et ensuite trempé avec agitation dans l'eau.

d) Microstructure

Ces deux états structuraux sont ainsi bien définis et leurs aspects micrographiques sont donnés par les figures 21 et 22.

D. — ÉTUDE DU REVENU DE LA MARTENSITE

A partir de l'état martensitique sursaturé α' , on peut obtenir toute une gamme d'équilibres métastables par revenu de l'acier à diverses températures et pendant des durées variables. Dans l'étude de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés mécaniques, nous nous sommes limités à un nombre restreint



FIG. 21
Structure de perlite lamellaire.



FIG. 22
Structure de martensite.

de structures de revenu, celles-ci étant obtenues et déterminées avec précision. Nous avons choisi pour la température de revenu les valeurs suivantes :

150°, 300°, 400°, 500°, 600° et 650°

et notre travail consiste à évaluer le temps nécessaire pour que l'équilibre métastable correspondant à la température choisie puisse s'établir.

Cette étude est basée tant sur l'analyse thermomagnétique différentielle que sur la mesure de dureté au cours du revenu et sur la micrographie de la structure finale.

a) Analyse thermomagnétique différentielle

Le principe de cette analyse est basé sur la variation de la perméabilité magnétique due à la modification de la structure au cours du revenu à une température donnée.

La figure 23 donne le schéma de la balance électromagnétique utilisée à cet effet.

L'échantillon étudié E à structure martensitique est placé dans un bain de sel porté à la température voulue. Ce bain étant dans l'axe d'une bobine inductrice 1 parcourue par un courant continu stabilisé, l'échantillon se trouve dans un champ magnétique déterminé. Dans nos expériences, ce champ a pour valeur 125 oersteds. Une bobine induite 2 est située dans la section médiane du dispositif.

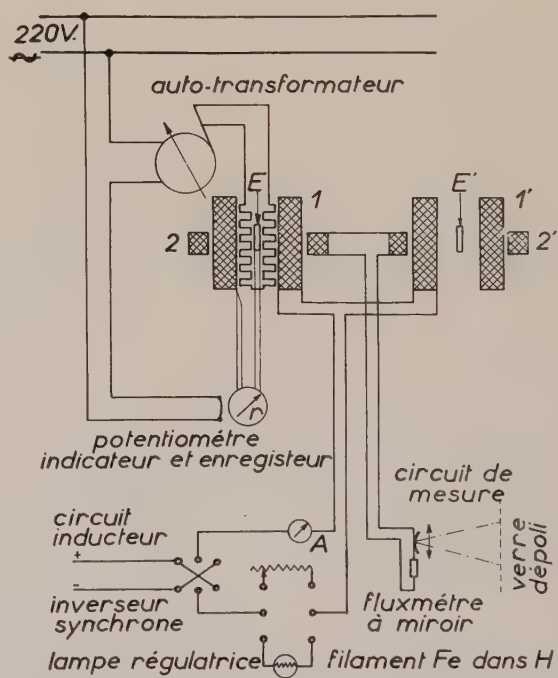


Fig : 23. Balance électromagnétique

Une seconde bobine induite 2' montée sur une bobine inductrice 1' équivalente à la première, mais avec en son milieu un échantillon témoin E' de même structure martensitique, est mise en opposition avec 2. Un fluxmètre placé en série dans le circuit induit permet de suivre la variation de la perméabilité magnétique de l'échantillon E au cours du revenu.

Comme le champ inducteur utilisé est faible par rapport au champ de saturation et que notre but principal est de chercher le temps nécessaire pour atteindre la structure d'équilibre métastable correspondant à la température étudiée, la valeur absolue de la perméabilité magnétique ne présente que peu d'intérêt. Nous nous sommes bornés à suivre l'évolution de la transformation martensitique en enregistrant la déviation du spot lumineux engendré par le miroir du fluxmètre.

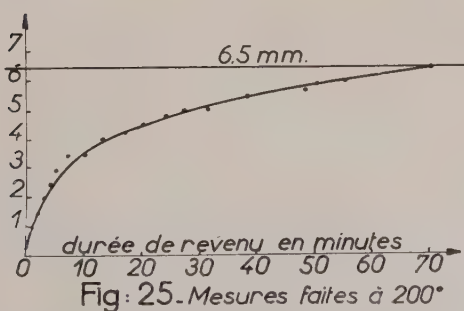
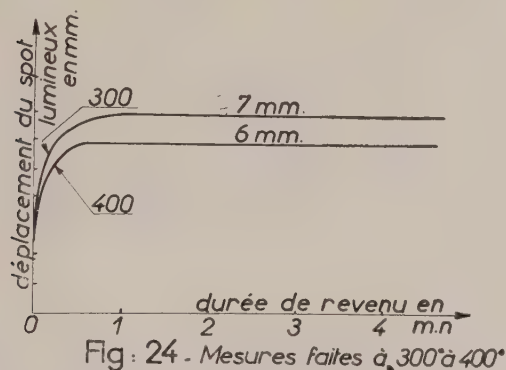
Cette étude a été faite pour les trois températures suivantes :

200°, 300° et 400°.

Nous donnons les résultats sur les figures 24 et 25.

Ces résultats appellent deux remarques :

1° Dans leurs recherches sur la transformation martensitique à l'aide des mesures de perméabilité magnétique, les auteurs, en particulier, Pomey et Coudray⁴⁷, d'une part, et Mikami⁴⁸, d'autre part, ont trouvé que lorsqu'on élève la température d'une martensite, la perméabilité magnétique augmente d'abord, atteint le maximum vers 300°, puis diminue



Allure de la variation de la perméabilité magnétique de la martensite au cours du revenu.

pour s'annuler au point de curie. Jusqu'à 300° la martensite α' se transforme en martensite α'' à basse teneur en carbone (0,25 % environ) et en carbure magnétique ϵ . Pour que le phénomène soit sensible aux mesures magnétiques, il faut que la précipitation de carbure soit importante, donc que la teneur en carbone soit élevée. Ces auteurs ont choisi des teneurs en carbone de l'ordre de 1 %.

Dans le cas de notre acier à 0,34 % de carbone, nous remarquons néanmoins que la valeur de la perméabilité magnétique à 300° (7 mm de déviation) est légèrement plus grande que celle à 200° (6,5 mm) et que celle à 400° (6 mm).

2° La précipitation de carbure est rapide pour des températures supérieures ou égales à 300°, soit moins d'une minute. Par contre, elle est lente pour des températures plus basses; à 200° la précipitation ne s'achève qu'au bout d'une heure.

b) Etude de la variation de la dureté au cours du revenu de la martensite

Dans cette étude, des échantillons d'acier de 16 mm de diamètre et de 10 mm de hauteur sont d'abord trempés à l'état de martensite. Ils sont ensuite portés dans un bain de sel à

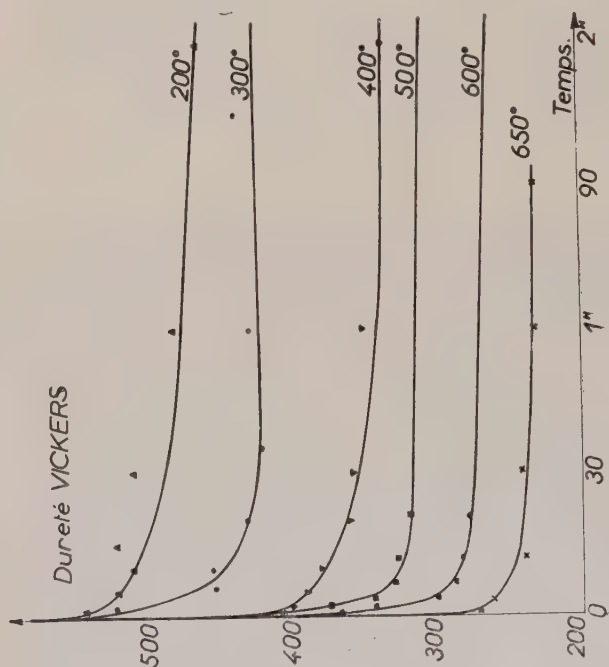




FIG. 27
Sorbite revenue à 150° pendant 4 h.

Grossissement $\times 600$



FIG. 28
Sorbite revenue à 300° pendant 2 h 30.

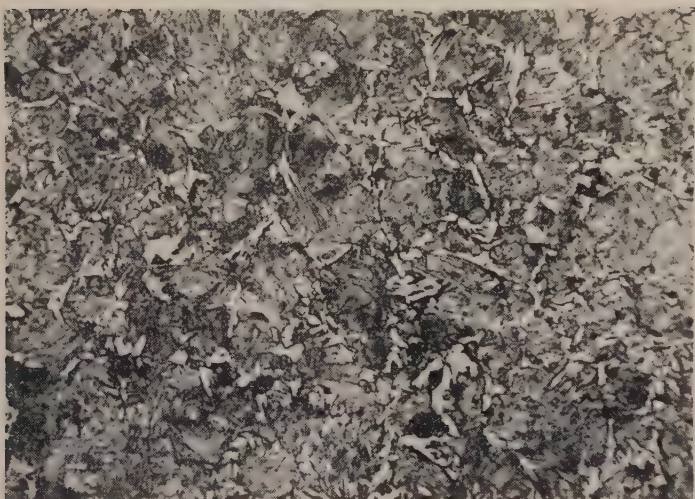


FIG. 29
Sorbite revenue à 400° pendant 2 h.

Grossissement $\times 600$

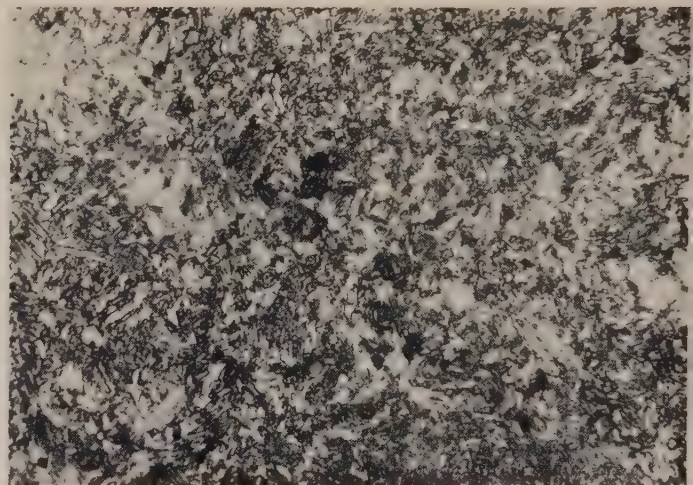


FIG. 30
Sorbite revenue à 500° pendant 1 h 30.

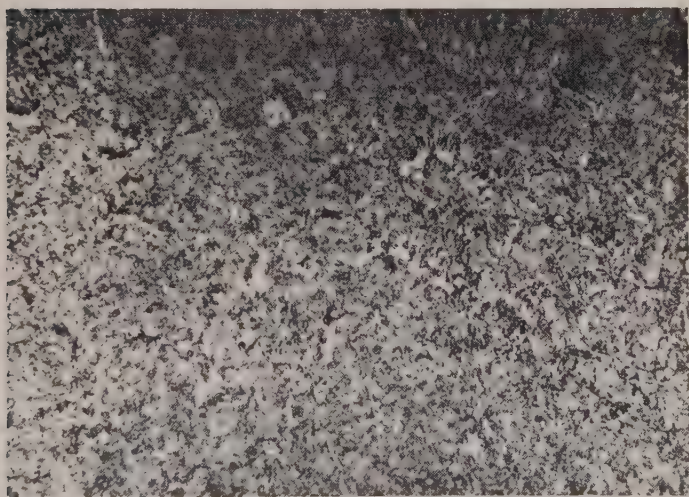


FIG. 31
Sorbite revenue à 600° pendant 1 h.

Grossissement $\times 600$

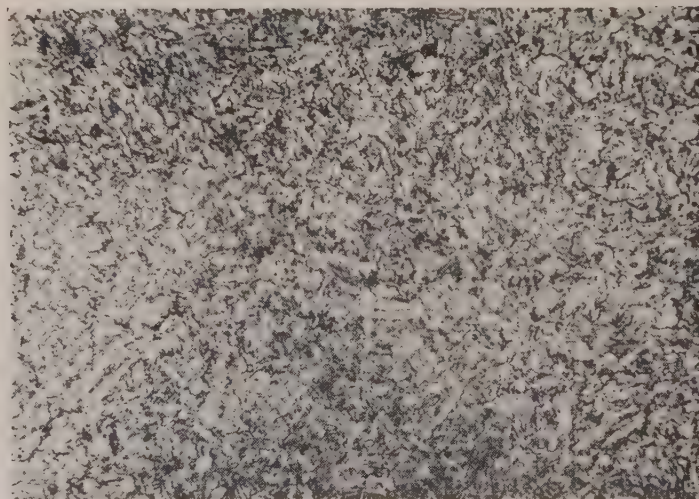


FIG. 32
Sorbite revenue à 650° pendant 0 h 30.

la température étudiée pendant des durées variables, puis sortis du bain et refroidis dans l'eau. Après polissage mécanique, on les soumet à des essais de dureté comportant 10 mesures, dont 5 sur chaque face (1 au centre et 4 sur les extrémités de deux diamètres orthogonaux). La moyenne de ces mesures donne la valeur de la dureté de la structure obtenue.

Pour ces essais, nous avons opéré sur une machine de dureté sous une charge de 5 kg. Les résultats se trouvent sur la figure 26.

c) Choix des durées de revenu

Comme conséquence des résultats des deux études précédentes, nous avons choisi pour les différentes températures de revenu les durées suivantes :

150°	4 h
300°	2 h 30
400°	2 h
500°	1 h 30
600°	1 h
650°	0 h 30

d) Micrographie

Les photographies 27, 28, 29, 30, 31 et 32 font apparaître les aspects micrographiques des structures obtenues par ces différents traitements de revenu.

E. — ÉTUDE DE LA GLOBULISATION

DE LA PERLITE

Dans leurs travaux consacrés à la fragilisation de l'acier par l'hydrogène, Bastien et Amiot⁴⁹ ont remarqué que les diverses structures ont un comportement différent et que parmi celles-ci c'est la perlite globulaire qui a un indice de fragilisation le plus faible.

Cette structure s'est révélée intéressante dans des applications industrielles importantes et mérite de ce fait une étude spéciale.

a) Procédés d'obtention de la perlite globulaire

Lorsqu'on porte un acier ordinaire à une température légèrement inférieure à son point A_{c1} , il en résulte un système de deux phases solides : la phase Fe_{α} à structure cubique centrée anisotrope et la phase Fe_3C à structure rhomboédrique complexe quasi isotrope. Au cours du maintien en température, ce système évolue dans le sens de la diminution de l'énergie libre et chacune des phases se transforme d'une façon qui lui est propre.

Les grains Fe_{α} ont tendance à grossir en diminuant la surface intergranulaire et la phase Fe_3C à prendre la forme de sphéroïde. Les gros sphéroïdes tendent à grossir et les petits à disparaître, diminuant ainsi l'énergie superficielle de la phase Fe_3C .

Ainsi, en partant soit de la perlite lamellaire écroûie ou non, soit de la martensite, nous pouvons obtenir par un maintien prolongé à une température légèrement au-dessous du point A_{c1} une perlite globulaire plus ou moins grossière.

On peut, d'autre part, accélérer le grossissement des sphéroïdes Fe_3C en faisant passer la température d'abord au-dessus du point A_{c1} pour dissoudre les particules fines de Fe_3C et ensuite au-dessous de ce point pour déposer le carbone sur les grosses particules. On peut obtenir très vite la globulisation de la cémentite en répétant un certain nombre de fois ce cycle.

b) Etude proprement dite de la globulisation de la perlite

Dans nos expériences, nous avons choisi comme état initial, soit de la perlite lamellaire, soit de la martensite. La température de globulisation est de 700°. Nous avons examiné par microscopie optique les transformations de structures résultant d'un maintien en température de : 1 h, 2 h, 4 h, 8 h, 16 h et 32 h.

Les photographies de 33 à 44 montrent les différentes phases de la globulisation.

c) Choix de la structure de perlite globulaire

La structure choisie est celle obtenue en partant de la martensite et par un maintien de 16 h à 700°. On obtient alors une perlite globulaire fine et régulière.

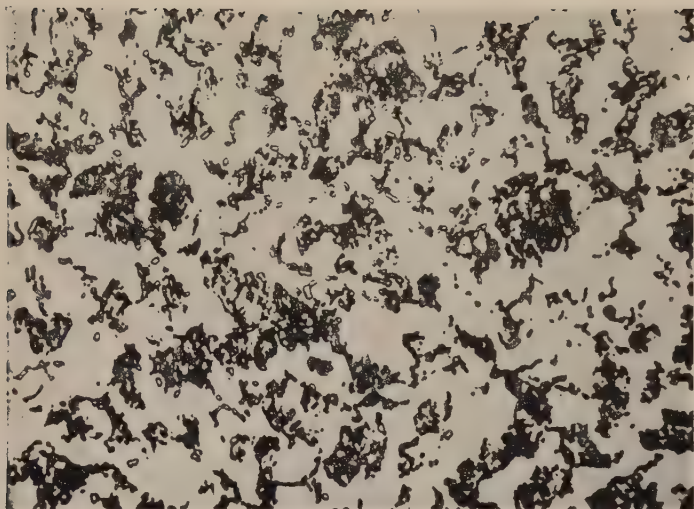


FIG. 33

Durée du maintien en température : 1 h.

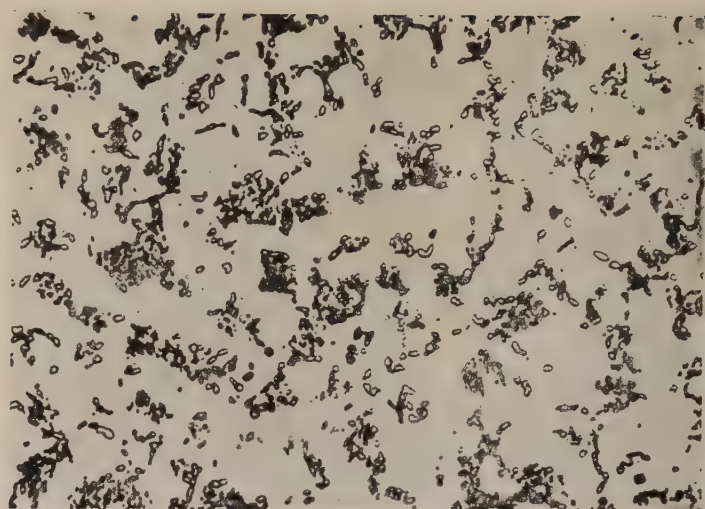


FIG. 34

Durée du maintien en température : 2 h.



FIG. 35

Durée du maintien en température : 4 h.

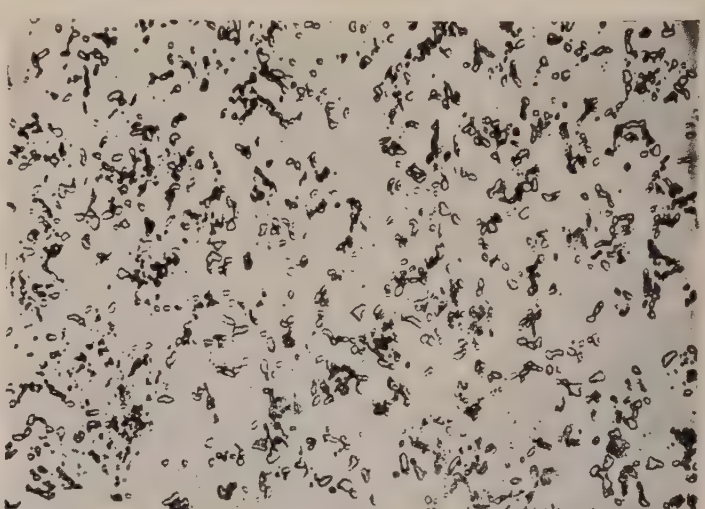


FIG. 36

Durée du maintien en température : 8 h.

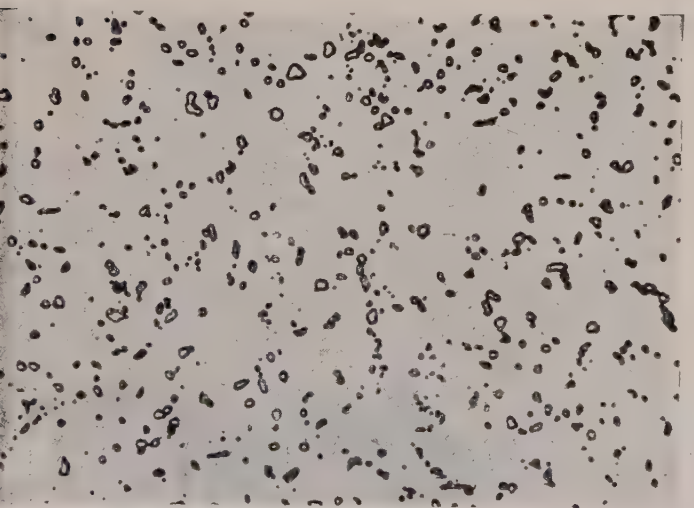


FIG. 37

Durée du maintien en température : 16 h.



FIG. 38

Durée du maintien en température : 32 h.

Grossissement $\times 600$

Grossissement $\times 600$

Grossissement $\times 600$

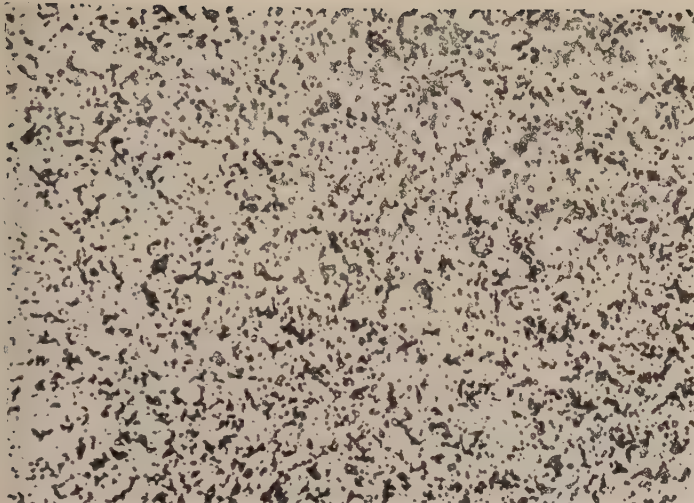


FIG. 39

Durée du maintien en température : 1 h.

Grossissement $\times 600$



FIG. 40

Durée du maintien en température : 2 h.

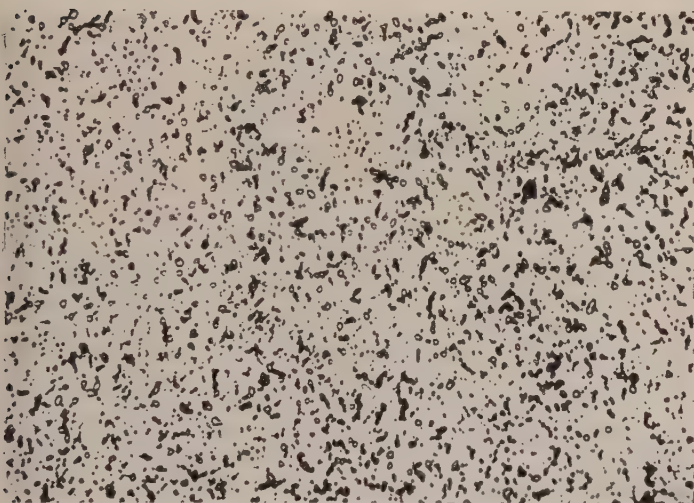


FIG. 41

Durée du maintien en température : 4 h.

Grossissement $\times 600$

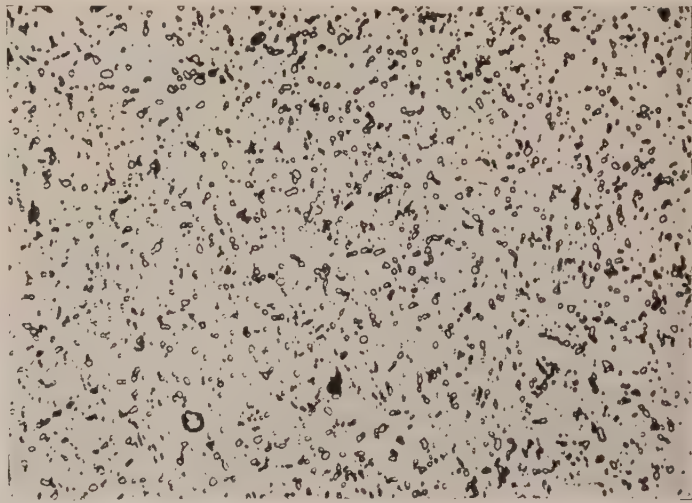


FIG. 42

Durée du maintien en température : 8 h.

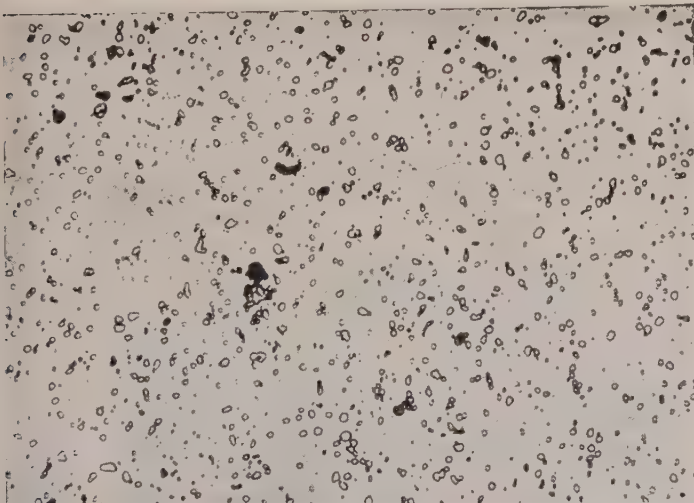


FIG. 43

Durée du maintien en température : 16 h.

Grossissement $\times 600$

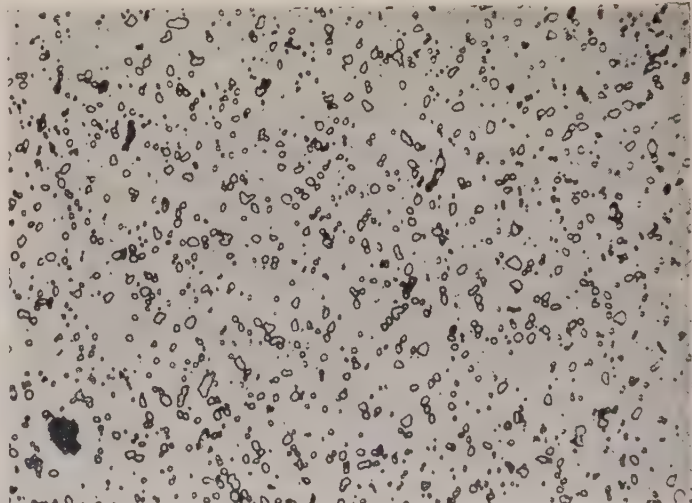


FIG. 44

Durée du maintien en température : 32 h.

F. — INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIÉTÉS DE PLASTICITÉ ET DE RUPTURE DES ACIERS

a) Processus de traitement thermique adoptés

Les divers processus de traitement thermique peuvent être rassemblés dans le tableau suivant :

est d'autant plus ductile que l'on se trouve plus près de l'état d'équilibre thermodynamique. Pour mieux juger de l'influence du traitement thermique sur les propriétés de plasticité, nous avons tracé les courbes de traction rationnelle correspondant aux diverses structures en partant des valeurs de n , σ_n et de Π selon la méthode indiquée dans le deuxième chapitre de la première partie.

TABLEAU IV

Processus de traitement thermique adoptés

STRUCTURE	DÉSIGNATION	TRAITEMENT THERMIQUE
Martensite	M	Trempe à l'eau après un maintien de 0 h 15 à 870°
Sorbite revenue à 150°	S - 15	Revenu de la martensite pendant de 4 h à 150°
Sorbite revenue à 300°	S - 3	Revenu de la martensite pendant 2 h 30 à 300°
Sorbite revenue à 400°	S - 4	Revenu de la martensite pendant 2 h à 400°
Sorbite revenue à 500°	S - 5	Revenu de la martensite pendant 1 h. 30 à 500°
Sorbite revenue à 600°	S - 6	Revenu de la martensite pendant 1 h à 600°
Sorbite revenue à 650°	S - 65	Revenu de la martensite pendant 0 h 30 à 650°
Perlite lamellaire	P.L.	Austénisation à 870° pendant 0 h 15 suivie d'un refroidissement à l'air
Perlite globulaire	P.G.	Revenu de globulisation de la martensite pendant 16 h à 700°

b) Influence du traitement thermique sur les propriétés de plasticité de l'acier

Cette étude se fait, d'une part, par l'intermédiaire des deux critères n et σ_n que nous avons définis dans la première partie de ce travail et, d'autre part, par l'examen de la variation de l'allure de la courbe de plasticité en fonction du traitement thermique.

Nous avons déterminé les valeurs de n , σ_n et calculé celles de Π correspondant aux différentes structures. Ces valeurs figurent sur le tableau V. Nous y remarquons que dans le domaine des martensites revenues, l'acier

Ainsi qu'on le constate sur la figure 45, les propriétés de plasticité des deux perlites, lamellaire et globulaire, sont à peu près identiques.

c) Influence du traitement thermique sur les propriétés de rupture d'un acier

Comme nous l'avons vu dans le troisième chapitre de la première partie de ce travail, nous avons adopté pour l'étude de la rupture le critère de cisaillement maximal ou plutôt la valeur :

$$\sigma_{\text{rup}} = \sigma_1 - \sigma_n = 2 \tau_{\text{max}}$$

TABLEAU V

Influence du traitement thermique sur les propriétés de plasticité de l'acier

STRUCTURES	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	Π kg/mm ² par unité allgt
Martensite	M - 1 M - 2	La rupture a lieu avant que le seuil de plasticité ne soit atteint				
Sorbite à 150°	S 15 - 1	0,040	190,50	0,0435	192,400	99,15
	S 15 - 2	0,047	194,30			
Sorbite à 300°	S 3 - 1	0,047	149,40	0,0445	148,050	72,63
	S 3 - 2	0,042	146,70			
Sorbite à 400°	S 4 - 1	0,072	106,75	0,0710	105,740	55,54
	S 4 - 2	0,071	104,50			
	S 4 - 3	0,068	106,30			
	S 4 - 4	0,072	105,40			
Sorbite à 500°	S 5 - 2	0,083	97,19	0,0860	96,760	51,15
	S 5 - 3	0,079	99,27			
	S 5 - 4	0,078	92,85			
	S 5 - 6	0,081	97,72			
Sorbite à 600°	S 6 - 1	0,124	83,95	0,1170	83,775	45,43
	S 6 - 2	0,115	84,12			
	S 6-11	0,117	83,37			
	S 6-12	0,120	84,30			
	S 6-19	0,117	84,02			
	S 6-20	0,108	82,91			
Sorbite à 650°	S 65-1	0,130	82,62	0,1305	80,360	43,98
	S 65-2	0,132	80,11			
	S 65-25	0,130	78,34			
Perlite globulaire	P.G. 1	0,187	67,33	0,1840	67,670	38,44
	P.G. 2	0,181	67,00			
	P.G. 5	0,188	68,49			
	P.G. 6	0,180	67,87			
Perlite lamellaire	P.L. 39	0,196	72,15	0,1875	72,100	41,09
	P.L. 40	0,190	72,20			
	P.L. 49	0,188	72,34			
	P.L. 50	0,184	71,71			

se trouvant au centre de la section minimale de l'éprouvette cylindrique. Cette valeur σ_{rup} est déterminée sur la courbe de plasticité au point d'allongement δ_{fc} calculé à partir de

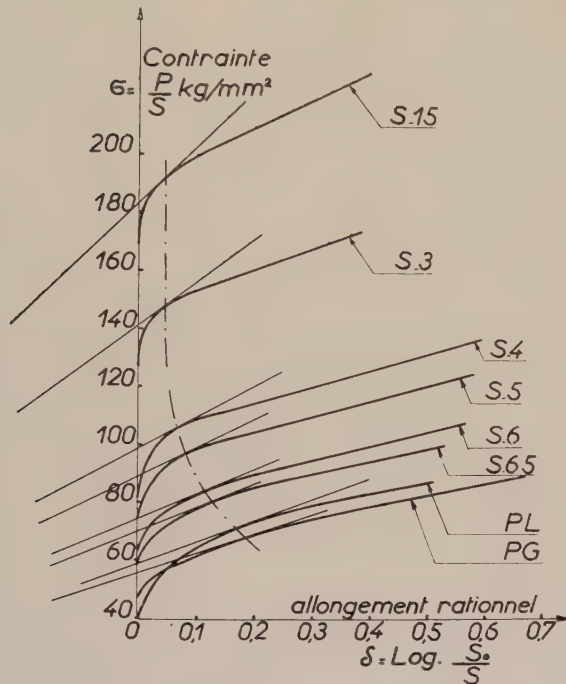


Fig. 45. Influence du traitement thermique sur la courbe de plasticité de l'acier

l'allongement δ_f en tenant compte du coefficient de triaxialité K_T .

Le tableau VI donne les valeurs moyennes de δ_f , K_T , δ_{fc} et σ_{rup} des différentes structures et la figure 46 donne la variation de σ_{rup} en fonction de la température de revenu de la martensite. Sur cette figure se trouvent également les valeurs de σ_{rup} de la perlite lamellaire, de la perlite globulaire et de la martensite.

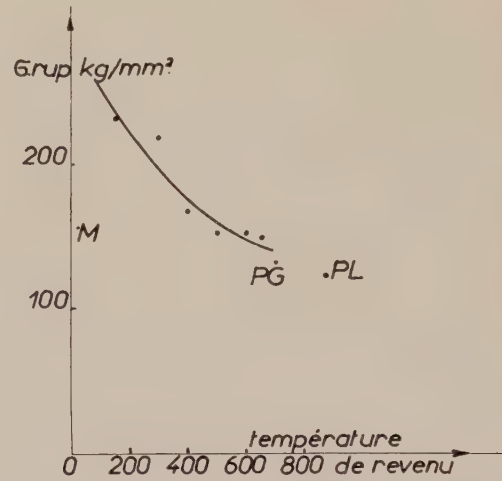


Fig. 46. Variation de la résistance à la rupture σ_{rup} en fonction du traitement thermique

TABLEAU VI

Influence du traitement thermique sur la résistance à la rupture d'un acier demi-dur : $\sigma_{rup} = 2 \tau_{max}$

STRUCTURE	δ_f	K_T	δ_{fc}	σ_{rup} kg/mm ²
Martensite	0	0	0	156
Sorbite revenue à 150°	0,42	0,111	0,480	231
Sorbite revenue à 300°	0,81	0,192	1,00	218
Sorbite revenue à 400°	0,86	0,249	1,14	167
Sorbite revenue à 500°	0,90	0,208	1,14	152
Sorbite revenue à 600°	1,56	0,247	1,52	152
Sorbite revenue à 650°	1,22	0,256	1,63	149
Perlite globulaire	1,32	0,271	1,80	131
Perlite lamellaire	0,90	0,208	1,13	113

TROISIEME PARTIE

Etude de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité et de rupture des diverses structures de l'acier

CHAPITRE I

Mise en solution de l'hydrogène

A. — GÉNÉRALITÉS

Les structures de l'acier étant définies avec précision, nous avons étudié pour chacune d'elles l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité et de rupture.

L'introduction provoquée de l'hydrogène en quantités contrôlables dans l'acier peut se réaliser par différents procédés de laboratoire.

Parmi ceux-ci, nous retenons : le maintien de l'acier à chaud et sous pression dans une atmosphère d'hydrogène^{50, 51}, son immersion dans une solution acide^{52, 53, 54}, l'électrolyse de solutions acides ou basiques^{55, 56, 57}.

Dans notre étude, nous utilisons l'électrolyse d'une solution d'acide chlorhydrique à 10 % (1N). Cette méthode mise au point par Plusquellec, Azou et Bastien⁵⁸ donne des résultats parfaitement reproductibles. Dans les prochains paragraphes, nous en rappellerons les détails essentiels.

B. — ÉPROUVETTES DE TRACTION ET LEUR PRÉPARATION

Les barres d'acier d'une longueur de 200 mm sont traitées selon les indications figurant dans le tableau IV et servent à l'usinage des

éprouvettes de traction, dont la figure 17 représente le dessin. On remarque l'importance donnée au rayon de raccordement entre la partie calibrée et les têtes filetées. Ce rayon a été rendu nécessaire pour diminuer le nombre de ruptures prématurées dues aux concentrations de contraintes près des congés lors des essais sur structures fragiles (martensite, sorbités revenues à basse température et chargées en hydrogène). D'autre part, il a été prévu à l'une des extrémités un téton afin de permettre la mesure de la quantité d'hydrogène extraite après électrolyse.

Le rôle important de l'état de surface des échantillons au cours du chargement cathodique avait été mis en évidence par Duflot⁵⁹. Une méthode de polissage a été étudiée également par Plusquellec, Azou et Bastien⁵⁸ pour donner aux éprouvettes un poli spéculaire et éliminer toute perturbation superficielle de l'état structural. Ce dispositif comporte une cathode cylindrique en acier inoxydable percé de nombreux orifices pour permettre un brassage efficace du bain. Celui-ci est un mélange de 20 cm³ d'acide perchlorique dans 200 cm³ d'acide acétique. La densité de courant est de 6 A/dm² et le temps de polissage de 5 minutes.

L'ensemble est refroidi par une circulation d'eau extérieure et un rinçage énergique à l'eau suit le polissage. Après celui-ci, il faut éviter tout contact manuel de l'échantillon, car on remarque qu'aux endroits souillés au début de l'électrolyse, le dégagement de bulles contre la surface de l'échantillon est réduit.

C. — MÉTHODE DE CHARGEMENT

Tous nos chargements ont été effectués par électrolyse d'une solution d'acide chlorhydrique chimiquement pur, diluée à 10 % (concentration d'une molécule-gramme par litre). Un courant d'intensité constante à ± 1 % est produit par l'association d'une génératrice et d'une lampe fer-hydrogène en série dans le circuit (densité de courant : $0,25 \text{ A/d m}^2$).

Nous avons été conduits à choisir une anode en graphite spectroscopiquement pur dont la partie sortant du bain était suffisamment

longue afin d'éviter une pollution de celui-ci par migration, au travers du graphite, d'ions métalliques provenant des conducteurs électriques.

Cette méthode a permis d'éviter des dispersions importantes sur les valeurs de n , σ_n et de δ_t déterminées par les essais de traction. Les éprouvettes sont toujours disposées par paire dans l'électrolyte en des positions exactement repérées. Il se révèle utile d'enregistrer une grandeur caractéristique de l'électrolyse (la tension entre anode et cathode par exemple) afin de se rendre toujours compte d'anomalies éventuelles au cours du chargement (interruption d'électricité, mauvais contact, etc.).

Avec toutes ces précautions, les éprouvettes conservent le même état de poli spéculaire. Ainsi a été mis en évidence le fait que des surfaces ternies avaient pour cause des incidents de chargement (arrêt de courant, pollution de l'électrolyse, surface souillée de l'éprouvette, etc.). Dans ce cas, on considère comme douteux les résultats obtenus dans l'essai de traction et il n'en est pas tenu compte dans l'exploitation des résultats.

CHAPITRE II

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité des différentes structures de l'acier

A. — PRÉAMBULE

Dans le deuxième chapitre de la première partie, nous avons montré que la fonction de plasticité d'un métal est entièrement déterminée par la connaissance des valeurs de n et de σ_n .

En conséquence, dans l'étude de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de chacune des structures de l'acier, nous soumettons les éprouvettes de traction à un chargement cathodique en hydrogène d'une durée donnée, puis nous leur faisons subir un essai de traction au cours duquel sont déterminées les valeurs de n et de σ_n .

Les durées de chargement sont choisies égales à 4 heures, 7 heures, 17 heures, 29 heures et 48 heures, les résultats obtenus étant comparés à ceux de l'acier non chargé et de même structure.

B. — VARIATION DE n , σ_n et de Π EN FONCTION DU TEMPS DE CHARGEMENT EN HYDROGÈNE

Les résultats obtenus à la suite des essais de traction pour les différentes structures sont reproduits dans les tableaux VII, VIII, IX, X, XI, XII, XIII et XIV.

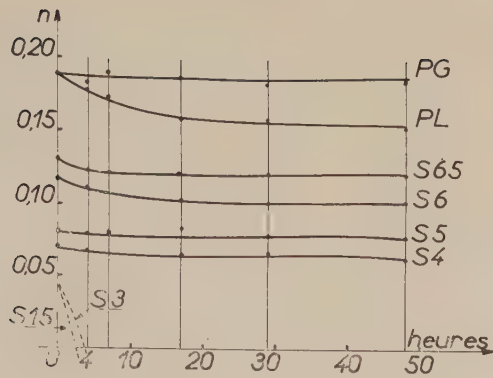


Fig. 47. Variation de n en fonction du temps de chargement.

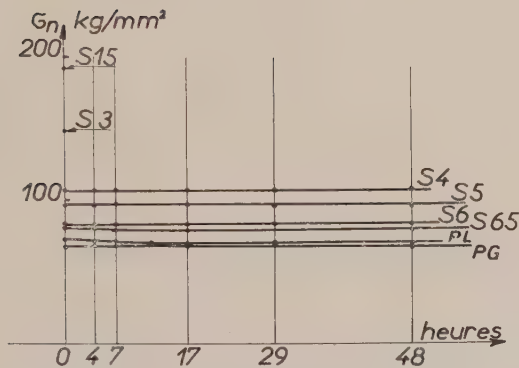


Fig. 48. Variation de σ_n en fonction du temps de chargement.

On remarque que dans le cas de la martensite et dans ceux des sorbites revenues à basse température, puis chargées en hydrogène, il n'a pas été possible de déterminer n et σ_n , la rupture intervenant avant que le point caractéristique (n , σ_n) ne soit atteint.

Dans le cas des autres structures, la figure 47 et les tableaux mentionnés ci-dessous montrent que n baisse légèrement à partir de 29 heures. Seule la perlite globulaire présente des valeurs constantes de n au cours du chargement.

La figure 48 montre par contre que σ_n est indépendant du chargement en hydrogène, sauf dans le cas de la perlite lamellaire.

C. — APPLICATION DES TESTS STATISTIQUES A L'ÉTUDE DE L'INFLUENCE DE L'HYDROGÈNE SUR LES VALEURS DE n et de σ_n

a) Influence de l'hydrogène sur n

Pour une structure donnée de l'acier et pour un temps de chargement déterminé, les valeurs trouvées pour n se situent entre deux limites plus ou moins espacées, comme on peut le constater dans les tableaux mentionnés dans le paragraphe B.

En conséquence, pour pouvoir affirmer si la présence de l'hydrogène influe ou non sur les valeurs de n , il importe de déterminer la signification de la différence entre la valeur moyenne de n des états non chargés et celle des états chargés au maximum, c'est-à-dire pendant 48 heures.

Pour ce faire, nous allons utiliser les tests t de Student : soient x et x' les valeurs trouvées pour n respectivement pour l'acier non chargé et celui chargé pendant 48 heures ($n_1 + 1$) et ($n_2 + 1$), le nombre d'essais de détermination de x et de x' , nous avons à évaluer les quantités suivantes :

Valeurs moyennes de $\bar{x}$ et $\bar{x}'$:

$$\bar{x} = \frac{1}{n_1 + 1} S(x) \quad \bar{x}' = \frac{1}{n_2 + 1} S(x')$$

Variance estimée de l'ensemble des deux séries :

$$s^2 = \frac{1}{n_1 + n_2} [S(x - \bar{x})^2 + S(x' - \bar{x}')^2]$$

Coefficient :

$$t = \frac{\bar{x} - \bar{x}'}{s} \sqrt{\frac{(n_1 + 1) \cdot (n_2 + 1)}{n_1 + n_2 + 2}}$$

Degrés de liberté :

$$n = n_1 + n_2$$

Probabilité complémentaire : P.

Ce qui donne les résultats indiqués au tableau XV.

TABLEAU XV

Détermination du coefficient t et de la probabilité complémentaire P pour l'étude de n

STRUCTURES	MOYENNE de $n = \bar{x}$ (sans H_2)	MOYENNE de $n = \bar{x}$ (avec H_2)	$s \cdot 10^{+3}$	t	P
S - 4	0,071	0,063	3,222	3,25	$0,02 < P < 0,03$
S - 5	0,080	0,073	4,160	2,35	$0,02 < P < 0,05$
S - 6	0,117	0,102	3,975	6,53	$< P < 0,01$
S - 65	0,1305	0,1105	3,298	6,06	$< P < 0,01$
PL	0,1895	0,1530	5,601	10	$< P < 0,01$
PG	0,184	0,186	4,168	0,743	$0,40 < P < 0,50$

On peut dire que pour toutes les structures, à l'exception de la perlite globulaire, les différences dues à la présence de l'hydrogène sont nettement significatives.

On peut dire que la différence n'est significative que dans le cas de la perlite lamellaire.

c) Conclusion

b) Influence de l'hydrogène sur les valeurs de σ_n

Les mêmes calculs, mais appliqués aux valeurs de σ_n , nous donnent le tableau XVI suivant :

Cette étude confirme l'hypothèse selon laquelle l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité dépend de la structure de l'acier. Elle est sensible sur la perlite lamellaire, puisque la présence d'hydrogène

TABLEAU XVI

Détermination du coefficient t et de la probabilité complémentaire P pour l'étude de σ_n

STRUCTURES	MOYENNE de $\sigma_n = \bar{x}$ (sans H_2)	MOYENNE de $\sigma_n = \bar{x}$ (avec H_2)	$s \cdot 10^2$	t	P
S - 4	105,74	107,15	226,5	0,881	$0,40 < P < 0,50$
S - 5	96,76	96,31	319,2	0,218	$0,80 < P < 0,90$
S - 6	83,77	83,511	788,0	0,536	$0,60 < P < 0,70$
S - 65	80,36	80,93	195,6	0,413	$0,60 < P < 0,70$
PL	72,10	69,26	52,02	8,45	$< P < 0,01$
PG	67,67	67,71	46,65	0,132	$0,80 < P < 0,90$

diminue à la fois la valeur de n et celle de σ_n . Cette influence est nulle pour la perlite globulaire, car n aussi bien que σ_n restent inchangés au cours du chargement. Pour les autres structures de sorbites revenues, n baisse légèrement alors que σ_n reste constant. Cependant, bien que cette influence de l'hydrogène sur n soit caractérisée, elle reste faible et ne dépasse 19,3 % que dans le seul cas de la perlite lamellaire.

TABLEAU VII

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état de perlite lamellaire

TEMPS de chargement h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	II kg/mm ² par unité allgt
0	PL 39	0,196	72,15	0,1895	72,10	41,09
	PL 40	0,190	72,20			
	PL 49	0,188	72,34			
	PL 50	0,184	71,71			
4	PL 23	0,172	69,87	0,1780	70,96	40,14
	PL 24	0,177	70,92			
	PL 31	0,182	71,32			
	PL 32	0,182	71,75			
7	PL 35	0,172	70,42	0,1730	70,38	39,67
	PL 36	0,178	70,71			
	PL 47	0,174	71,06			
	PL 48	0,169	69,34			
17	PL 27	0,162	70,27	0,1590	70,01	39,08
	PL 28	0,158	69,71			
	PL 37	0,162	70,13			
	PL 38	0,155	69,94			
29	PL 29	0,143	68,49	0,1590	69,82	38,98
	PL 30	0,151	69,33			
	PL 43	0,164	69,95			
	PL 44	0,174	70,96			
	PL 45	0,160	69,92			
	PL 46	0,163	70,28			
48	PL 25	0,152	69,03	0,1530	69,26	38,50
	PL 26	0,154	68,26			
	PL 33	0,150	70,13			
	PL 34	0,163	69,57			
	PL 41	0,145	69,41			
	PL 42	0,154	69,14			

TABLEAU VIII

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état de perlite globulaire

TEMPS de chargement h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	Π kg/mm ² par unité allgt
0	PG 1	0,187	67,33	0,184	67,67	38,44
	PG 2	0,181	67,00			
	PG 5	0,188	68,49			
	PG 6	0,180	67,87			
4	PG 3	0,194	68,64	0,183	67,96	38,58
	PG 4	0,178	67,98			
	PG 9	0,178	67,02			
	PG 10	0,183	68,22			
7	PG 17	0,180	67,44	0,190	67,92	38,74
	PG 18	0,205	68,57			
	PG 19	0,188	67,61			
	PG 20	0,186	68,05			
17	PG 13	0,191	68,03	0,187	67,91	38,65
	PG 14	0,180	67,42			
	PG 21	0,193	68,09			
	PG 22	0,188	68,01			
	PG 29	0,185	68,30			
	PG 30	0,185	67,59			
29	PG 15	0,180	68,00	0,183	68,01	38,60
	PG 16	0,180	68,28			
	PG 23	0,178	67,80			
	PG 24	0,183	67,87			
	PG 27	0,190	67,92			
	PG 28	0,189	68,19			
48	PG 7	0,189	68,12	0,186	67,71	38,52
	PG 8	0,185	67,70			
	PG 11	0,179	67,39			
	PG 12	0,184	67,84			
	PG 31	0,191	67,33			
	PG 32	0,187	67,89			

TABLEAU IX

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état de sorbite revenue à 650°

TEMPS de chargt h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	II kg/mm ² par unité allgt
0	S - 65 - 1	0,130	82,62	0,1305	80,36	43,98
	S - 65 - 2	0,132	80,11			
	S - 65 - 25	0,130	78,34			
4	S - 65 - 3	0,120	82,19	0,1225	80,25	43,68
	S - 65 - 4	0,122	78,54			
	S - 65 - 11	0,120	81,45			
	S - 65 - 12	0,128	78,83			
7	S - 65 - 27	0,122	77,90	0,1215	79,71	43,36
	S - 65 - 28	0,125	82,26			
	S - 65 - 29	0,119	78,51			
	S - 65 - 30	0,120	80,15			
17	S - 65 - 7	0,120	78,52	0,1175	78,875	42,78
	S - 65 - 8	0,116	81,53			
	S - 65 - 15	0,116	78,72			
	S - 65 - 16	0,127	78,05			
	S - 65 - 21	0,106	78,00			
	S - 65 - 22	0,119	78,43			
29	S - 65 - 9	0,111	82,47	0,1135	81,15	43,90
	S - 65 - 10	0,122	82,40			
	S - 65 - 17	0,111	81,75			
	S - 65 - 18	0,116	79,05			
	S - 65 - 23	0,111	78,94			
	S - 65 - 24	0,111	82,19			
48	S - 65 - 5	0,105	82,93	0,1105	80,93	43,69
	S - 65 - 6	0,111	80,89			
	S - 65 - 13	0,117	77,62			
	S - 65 - 14	0,111	81,06			
	S - 65 - 19	0,115	82,50			
	S - 65 - 20	0,103	80,61			

TABLEAU X

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état de sorbite revenue à 600°

TEMPS de chargt h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	Π kg/mm ² par unité allgt
0	S - 6 - 1	0,124	83,95	0,117	83,775	45,43
	S - 6 - 2	0,115	84,12			
	S - 6 - 11	0,117	83,37			
	S - 6 - 12	0,120	84,30			
	S - 6 - 19	0,117	84,02			
	S - 6 - 20	0,108	82,91			
4	S - 6 - 13	0,107	81,32	0,111	82,385	44,49
	S - 6 - 14	0,115	83,45			
17	S - 6 - 15	0,099	82,21	0,102	82,545	44,30
	S - 6 - 16	0,104	82,59			
	S - 6 - 17	0,100	83,33			
	S - 6 - 18	0,106	82,95			
29	S - 6 - 3	0,111	85,23	0,101	83,411	44,73
	S - 6 - 4	0,110	81,70			
	S - 6 - 7	0,100	83,75			
	S - 6 - 8	0,100	83,41			
	S - 6 - 21	0,095	83,85			
	S - 6 - 22	0,100	82,53			
48	S - 6 - 5	0,102	82,26	0,102	83,511	44,32
	S - 6 - 6	0,105	82,45			
	S - 6 - 9	0,101	83,76			
	S - 6 - 10	0,102	84,30			
	S - 6 - 23	0,101	84,47			
	S - 6 - 24	0,100	83,83			

TABLEAU XI

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état de sorbite revenue à 500°

TEMPS de chargt h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	Π kg/mm ² par unité allgt
0	S - 5 - 2	0,083	97,19	0,0800	96,76	51,15
	S - 5 - 3	0,079	99,27			
	S - 5 - 4	0,078	92,85			
	S - 5 - 6	0,081	97,72			
4	S - 5 - 7	0,079	97,28	0,0790	97,28	51,38
7	S - 5 - 26	0,081	100,60	0,0795	98,00	51,78
	S - 5 - 27	0,078	96,14			
	S - 5 - 28	0,080	97,28			
17	S - 5 - 9	0,088	97,80	0,0830	97,04	51,39
	S - 5 - 10	0,082	96,34			
	S - 5 - 18	0,079	96,98			
29	S - 5 - 13	0,074	96,25	0,0785	96,19	50,78
	S - 5 - 14	0,080	96,34			
	S - 5 - 19	0,076	99,29			
	S - 5 - 20	0,084	92,88			
48	S - 5 - 21	0,079	98,09	0,0730	96,90	50,97
	S - 5 - 22	0,068	91,54			
	S - 5 - 23	0,076	98,36			
	S - 5 - 24	0,070	99,63			

TABLEAU XII

*Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état
de sorbite revenue à 400°*

TEMPS de chargt h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	Π kg/mm ² par unité allgt
0	S - 4 - 1	0,072	106,75	0,0710	105,74	55,54
	S - 4 - 2	0,071	104,50			
	S - 4 - 3	0,068	106,30			
	S - 4 - 4	0,072	105,40			
4	S - 4 - 5	0,067	105,20	0,0675	107,28	56,21
	S - 4 - 6	0,070	108,20			
	S - 4 - 7	0,065	107,70			
	S - 4 - 8	0,068	108,00			
17	S - 4 - 11	0,066	107,20	0,0645	107,50	56,21
	S - 4 - 12	0,062	108,50			
	S - 4 - 15	0,066	106,80			
29	S - 4 - 9	0,069	103,00	0,0655	107,15	56,06
	S - 4 - 10	0,064	106,80			
	S - 4 - 13	0,065	109,80			
	S - 4 - 14	0,064	109,00			
48	S - 4 - 17	0,058	109,90	0,0625	108,38	56,60
	S - 4 - 19	0,063	106,40			
	S - 4 - 20	0,067	108,83			

TABLEAU XIII

*Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état
de sorbite revenue à 300°*

TEMPS de chargt h	EPROU- VETTES	n	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de n	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	Π kg/mm ² par unité allgt
0	S - 3 - 1	0,047	149,40	0,0445	148,05	72,63
	S - 3 - 2	0,042	146,70			

Les éprouvettes chargées en hydrogène pendant des durées de chargement de 4 heures à 48 heures ont toutes présenté le phénomène de rupture avant qu'une quelconque déformation plastique ait lieu.

TABLEAU XIV

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité de l'acier demi-dur à l'état de sorbite revenue à 150°

TEMPS de chargt h	EPROU- VETTES	<i>n</i>	σ_n kg/mm ²	MOYENNE de <i>n</i>	MOYENNE de σ_n kg/mm ²	II kg/mm ² par unité allgt
0	S - 15 - 1	0,040	190,50	0,0435	192,4	99,15
	S - 15 - 2	0,047	194,30			

Les éprouvettes chargées en hydrogène pendant des durées de chargement de 4 heures à 48 heures ont toutes présenté le phénomène de rupture avant qu'une quelconque déformation plastique ait lieu.

CHAPITRE III

Influence de l'hydrogène sur les propriétés de rupture des différentes structures de l'acier

Comme nous l'avons montré dans le troisième chapitre de la première partie, l'étude de la rupture est basée sur la résistance à la rupture en contrainte uniaxiale que nous avons définie comme étant la valeur de :

$$\sigma_{rup} = \sigma_1 - \sigma_3 = 2 \tau_{max}$$

existant au centre de l'éprouvette au moment de la rupture.

Nous avons montré aussi que cette valeur σ_{rup} se détermine sur la courbe de plasticité au point d'allongement δ_{fc} calculé à partir de δ_f en tenant compte du coefficient de triaxialité K_T .

Ainsi, la connaissance de la courbe de traction rationnelle et de l'allongement à la rupture δ_f d'un état structural donné et chargé pendant une durée déterminée nous permet de connaître sa résistance à la rupture σ_{rup} .

Pour chaque éprouvette, nous avons mesuré δ_f et déterminé δ_{fc} en tenant compte de K_T . Nous avons étudié la variation de la ductilité corrigée δ_{fc} des différentes structures en fonction de la durée de chargement. Pour chaque structure, cette ductilité baisse avec le chargement, comme le montre la figure 49.

Cette remarque nous a incités à utiliser δ_{fc} comme critère de rupture et c'est ainsi que nous l'avons employé dans une de nos publications⁶⁰ pour étudier le phénomène de rupture de l'acier à l'état perlitique chargé ou non en hydrogène.

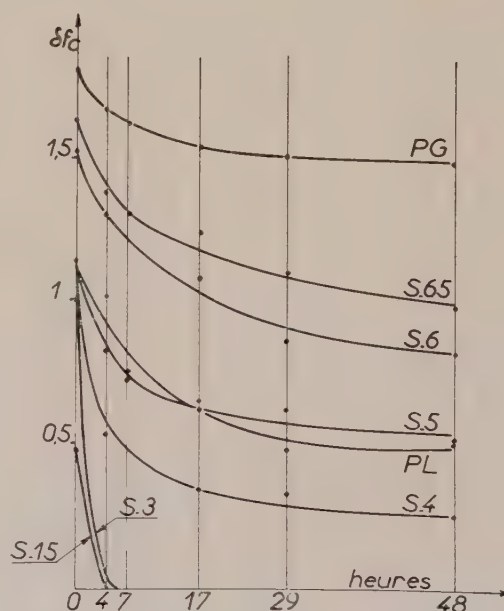


Fig.49. Influence du temps de chargement sur la ductilité des différentes structures.

Par contre, lorsque l'état structural ne possède aucune ductilité, comme c'est le cas pour la martensite chargée ou non, ou pour la sorbite revenue à moins de 300°, à condition qu'elle contienne de l'hydrogène, la comparaison entre les différentes durées de

chargement devient évidemment impossible à réaliser.

Il faut alors nous servir d'une autre valeur pour définir un critère de rupture et c'est ainsi que nous sommes conduits à choisir la valeur de la résistance σ_{rup} pour mettre en évidence l'influence de la durée de chargement.

L'application de ce critère de rupture σ_{rup} a été ensuite étendue à tous les états ductiles ou fragiles.

Pour déterminer l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de rupture, nous avons calculé σ_{rup} pour les états chargés au maximum, c'est-à-dire pendant 48 heures, et nous les avons comparés aux valeurs de σ_{rup} des états non chargés. Ceci nous a donné le tableau XVII suivant, ainsi que la figure 50.

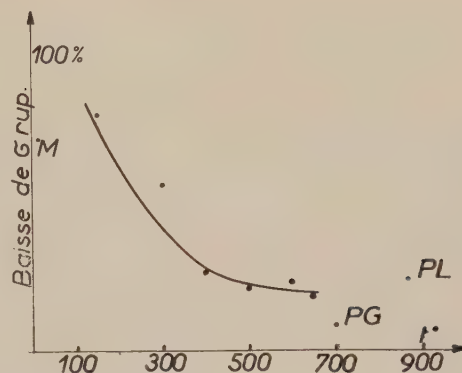


Fig. 50. Baisse de σ_{rup} en fonction de la température de revenu de la martensite.

TABEAU XVII

Influence du chargement en hydrogène sur la résistance à la rupture σ_{rup} des différentes structures

STRUCTURES	kg/mm ² (sans H ₂)	kg/mm ² (avec H ₂)	BAISSE EN %
M	156	42,5	72,8
S - 15	231	41	82,2
S - 3	218	60	72,5
S - 4	167	121	27,5
S - 5	152	119	21,7
S - 6	152	115	24,3
S - 65	149	121	18,8
PG	131	119	9,2
PL	113	85	24,8

On constate que la baisse de σ_{rup} est la plus faible pour la perlite globulaire et qu'elle augmente au fur et à mesure que la température de revenu de la martensite décroît : elle atteint 82,2 % pour la sorbite revenue à 150°.

Remarquons que pour la martensite, cette baisse est moindre que pour la sorbite revenue à 150°. Ceci provient de la différence

des valeurs de σ_{rup} à l'état non chargé : 231 kg/mm² pour la sorbite revenue à 150° et 156 kg/mm² pour la martensite.

Sans doute, un léger revenu donnant à la sorbite S - 15 une faible ductilité diminue le coefficient de concentration de contraintes se trouvant à la surface de l'éprouvette et retarde ainsi la rupture.

CHAPITRE IV

Conclusion de l'étude de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité et de rupture de l'acier

Pour mieux mettre en évidence l'influence du chargement en hydrogène sur les propriétés de l'acier, nous avons tracé les courbes de plasticité et de rupture des trois cas types suivants :

a) Cas de la perlite globulaire

Au cours du chargement, la courbe de plasticité reste inchangée, tandis que celle de la rupture passe de la valeur $\sigma_{rup} = 131 \text{ kg/mm}^2$ à l'état non chargé à $\sigma_{rup} = 119 \text{ kg/mm}^2$ pour l'état chargé pendant 48 heures, comme le montre la figure 51.

b) Cas de la sorbite revenue à 400°

La figure 52 montre que nous avons deux courbes de plasticité et deux courbes de rupture.

c) Cas de la martensite

Dans la figure 53, la courbe de plasticité n'existe pas et la courbe de rupture est une droite horizontale se situant :

- à 156 kg/mm^2 pour l'état non chargé.
- à 54 kg/mm^2 pour une durée de chargement de 17 heures, et
- à $42,5 \text{ kg/mm}^2$ pour une durée de chargement de 48 heures.

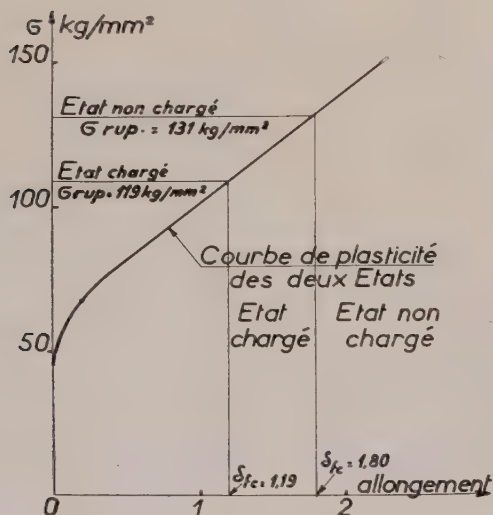


Fig. 51. Courbes de plasticité et de rupture de la perlite globulaire chargée ou non en H.

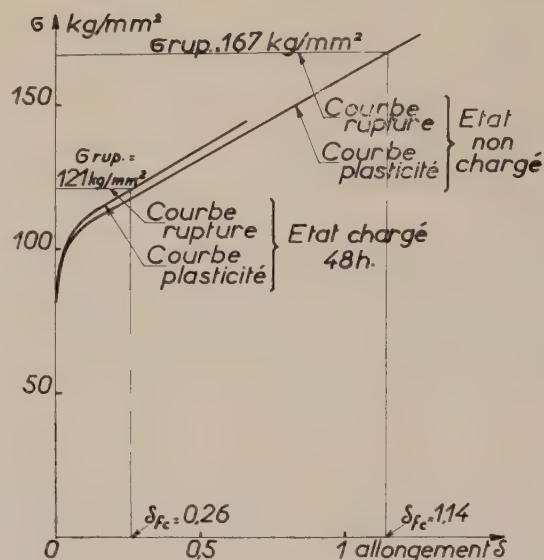


Fig. 52. Courbes de plasticité et de rupture de la sorbite revenue à 400° chargée ou non en H.

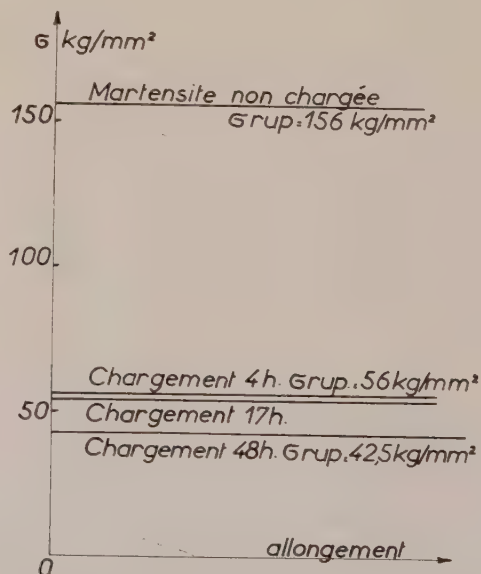


Fig. 53. Baisse de la courbe de rupture de la martensité en fonction du temps de chargement.

CHAPITRE V

Examen en microscopie électronique des structures de martensite chargée ou non en hydrogène

La diminution très nette des valeurs de la résistance à la rupture de la martensite, provoquée par la présence de l'hydrogène dans l'acier, nous incite à nous demander si l'introduction de ce gaz dans une structure dure et fragile ne crée pas dans certaines zones des contraintes telles que des fissures invisibles au microscope optique puissent avoir lieu.

C'est ainsi que nous avons examiné au microscope électronique, pour des valeurs du

grossissement allant de 10 000 à 30 000, les diverses structures suivantes :

1° Martensite non chargée.

2° Martensite chargée pendant une durée de 48 heures.

3° Martensite non chargée ayant subi la contrainte de rupture de 156 kg/mm².

4° Martensite chargée ayant subi la contrainte de rupture de 42,5 kg/mm².

FIG. 54

Structure de perlite lamellaire chargée en hydrogène pendant 48 heures.

× 10 000



FIG. 55

Structure de martensite non chargée.

× 10 000





Fig. 56
Structure de martensite chargée pendant 48 heures.
× 10 000



Fig. 57
Structure de martensite non chargée, ayant subi une contrainte de rupture de 156 kg/mm².
× 10 000



Fig. 58
Structure de martensite chargée pendant 48 heures ayant subi une contrainte de rupture de 42,5 kg/mm².
× 20 000



Fig. 59
Structure de martensite chargée pendant 48 heures ayant subi une contrainte de rupture de 42,5 kg/mm² (zone proche du point de rupture).
× 20 000

5° Martensite non chargée soumise à une contrainte de 42 kg/mm².

6° Perlite lamellaire chargée pendant une durée de 48 heures.

L'examen des photographies nous permet d'affirmer que l'introduction de l'hydrogène ne donne pas naissance à des fissures visibles au grossissement de 30 000 et qu'à la valeur correspondante de la contrainte de rupture, la martensite chargée présente un nombre plus grand de fissures que la martensite non chargée.

Ainsi, selon le processus que nous décrivons dans la cinquième partie de ce travail, nous pensons que l'hydrogène entre dans l'acier à l'état d'ions H⁺ et se rassemble dans les défauts du réseau de fer. Au cours de la déformation plastique, déformation qui est négligeable macroscopiquement dans le cas de la martensite, ces ions entraînés par des dislocations viennent ségréger dans des lacunes qui peuvent ainsi servir d'amorces de rupture. Ceci explique le faible taux de la résistance à la traction et le nombre plus élevé des fissures observées dans la martensite chargée en hydrogène.

FIG. 60
Structure
de martensite
non chargée ayant
subi une
contrainte
de 42,5 kg/mm².

× 10 000



QUATRIEME PARTIE

Etude des différents facteurs fragilisants

A. — INTRODUCTION

Pour un métal de structure donnée et pour un mode de sollicitation déterminée, divers facteurs peuvent intervenir pour influencer, dans un sens ou dans un autre, la capacité de déformation du métal ainsi que sa résistance à la rupture.

Parmi ces facteurs, on connaît :

- a) Le caractère triaxial de l'état des contraintes.
- b) La température à laquelle l'échantillon est soumis au cours de l'essai.
- c) La vitesse de déformation.

Nous avons déjà traité, dans les chapitres précédents, le problème soulevé par le ca-

ractère triaxial de l'état de contraintes et introduit une méthode de correction permettant de tenir compte de son influence.

Quant à l'influence de la température, les travaux de Heindlhofer⁶¹ ont montré que le comportement mécanique d'un métal change quand la température de l'expérience varie.

Dans nos travaux, les essais sont toujours conduits à l'ambiance et on ne constate aucun échauffement de l'éprouvette au cours de la traction. Nous pouvons considérer que la température est constante.

Il reste le problème de la vitesse de déformation que nous traiterons dans le prochain paragraphe.

B. — INFLUENCE DE LA VITESSE DE DÉFORMATION SUR LES RÉSULTATS DE LA TRACTION RATIONNELLE

Bien que nous ayons toujours essayé de fixer de manière constante la vitesse de déformation, nous avons pensé qu'il était nécessaire d'envisager son influence, en particulier sur l'acier non chargé en hydrogène.

L'influence de la vitesse de déformation a été sans doute étudiée d'abord par Ludwik¹¹ qui donna une relation mathématique entre le seuil d'écoulement plastique et la vitesse de déformation. Cette relation s'exprime par l'équation :

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_0 \log \frac{v}{v_0} \quad v = \frac{d\varepsilon}{dt} \quad v > v_0$$

Ainsi, le seuil d'écoulement varie comme le logarithme de la vitesse de déformation.

D'autres auteurs ont fait, dans la suite, des recherches sur l'influence de la vitesse de déformation sur la résistance à la rupture.

Nadai⁶² a établi, d'après les travaux de Siebel et Pomp, de Bridgman et de Honegger, la fonction reliant la résistance à la rupture du cuivre et la vitesse de déformation. On constate sur la figure 54 que la résistance à la rupture du cuivre varie légèrement lorsque la vitesse de déformation passe de 10^{-4} à 1 000 unités d'allongement rationnel par seconde.

Dans le but d'évaluer l'influence de la vitesse de déformation sur l'allongement à la rupture des différentes structures de notre

acier, nous avons fait, d'une part, des essais de traction au choc dont la vitesse de déformation peut être estimée à :

$\frac{d\varepsilon}{dt} = 10 \text{ à } 20$ unités d'allongement rationnel par seconde, et, d'autre part, des essais de

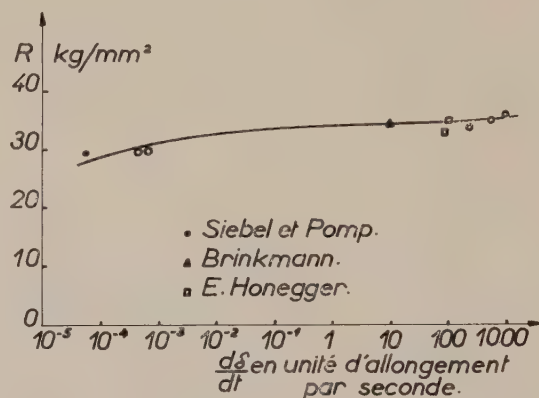


Fig:61 - Influence de la vitesse de l'allongement rationnel sur la résistance à la rupture du cuivre d'après MARJOINE et NADAI

traction lente dont la vitesse de déformation varie entre $0,6 \text{ à } 2 \cdot 10^{-4}$ par seconde.

Les dimensions des éprouvettes de traction au choc sont données dans la figure 17 b.

Les résultats obtenus pour la striction dans les deux séries d'essais précédentes figurent sur le tableau XVIII ci-dessous et montrent que la striction baisse quand la vitesse de déformation augmente.

TABLEAU XVIII
Influence de la vitesse de déformation sur la striction

MACHINE d'essai utilisée	VITESSE de déformation	PERLITE lamellaire	SORBITE revenue à 650°	SORBITE revenue à 600°	SORBITE revenue à 500°	SORBITE revenue à 400°
Machine de traction	$10^{-4}/s$	57,85 %	71,40 %	70,56 %	65,40 %	57,35 %
Mouton-pendule	10/s	53,55 % *	68,40 % *	66,25 % *	61,63 % *	57,20 % *

* Moyenne de 4 essais.

Comme nos essais de traction sont effectués sur une machine du type industriel, il est difficile de régler la vitesse d'allongement exactement à la même valeur. Il est nécessaire de vérifier qu'une variation de la vitesse de déformation dans les limites de l'expérience ne constitue pas une cause supplémentaire de dispersion.

Nous avons déterminé dans chaque essai de traction la vitesse de déformation. Le cas de la perlite lamellaire présente le maximum de variation de cette vitesse : elle varie de 0,6 à 2,15⁻⁴/s. Les tableaux XIX (ci-dessous), XX et XXI donnent la valeur de la vitesse de déformation des différentes éprouvettes.

Dans ces tableaux figurent également les valeurs de n et de σ_n obtenues.

On constate tout d'abord que σ_n est indépendant de la vitesse de déformation et que n accuse une certaine dispersion.

En portant n en fonction de la vitesse de déformation sur la figure 62, on peut constater que l'influence de la vitesse de déformation est minime vis-à-vis de celle des autres fac-

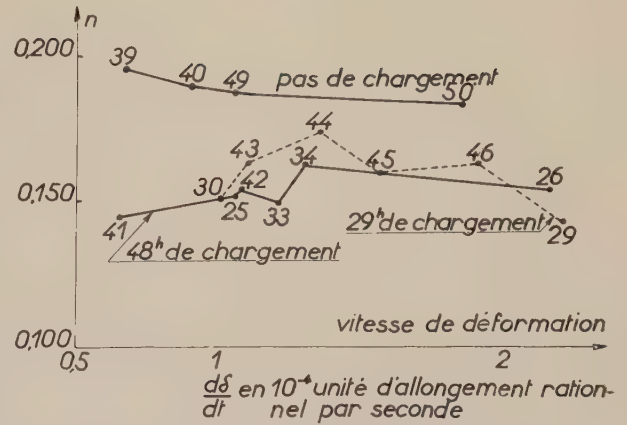


Fig. 62. Influence de la vitesse de déformation sur n .

teurs (léger écart de composition chimique, de traitement thermique, de chargement en hydrogène, etc.). Nous pouvons considérer que la variation dans le rapport de 1 à 3 de la vitesse de déformation est sans influence sur les résultats finaux de n et de σ_n .

TABLEAU XIX

Valeurs de $\frac{d\delta}{dt}$, n et de σ_n de la perlite lamellaire non chargée

EPROUVETTES	$\frac{d\delta}{dt}$	n	σ_n kg/mm ²
PL 39	0,67 . 10 ⁻⁴	0,196	72,14
PL 40	0,90 . 10 ⁻⁴	0,190	72,20
PL 49	1,05 . 10 ⁻⁴	0,188	72,34
PL 50	1,85 . 10 ⁻⁴	0,184	71,70

TABLEAU XX

Valeurs de $\frac{d\delta}{dt}$, n et de σ_n de la perlite lamellaire après un chargement de 29 h

EPROUVETTES	$\frac{d\delta}{dt}$	n	σ_n kg/mm ²
PL 29	2,20 . 10 ⁻⁴	0,143	68,50
PL 30	1,00 . 10 ⁻⁴	0,151	69,34
PL 43	1,10 . 10 ⁻⁴	0,164	69,96
PL 44	1,35 . 10 ⁻⁴	0,174	70,96
PL 45	1,55 . 10 ⁻⁴	0,160	69,92
PL 46	1,90 . 10 ⁻⁴	0,163	70,28

TABEAU XXI

Valeurs de $\frac{d\delta}{dt}$, n et de σ_n de la perlite lamellaire après un chargement de 48 h

EPROUVETTES	$\frac{d\delta}{dt}$	n	σ_n kg/mm ²
PL 25	$1,05 \cdot 10^{-4}$	0,152	69,04
PL 26	$2,15 \cdot 10^{-4}$	0,154	68,26
PL 33	$1,20 \cdot 10^{-4}$	0,150	70,14
PL 34	$1,30 \cdot 10^{-4}$	0,163	69,58
PL 41	$0,65 \cdot 10^{-4}$	0,145	69,40
PL 42	$1,07 \cdot 10^{-4}$	0,154	69,14

CINQUIEME PARTIE

Hypothèse sur les mécanismes de déformation et de rupture dans l'acier demi-dur chargé ou non en hydrogène

La déformation plastique que nous avons mesurée d'une façon macroscopique dans les chapitres précédents a pour cause le glissement de certains plans cristallographiques, les uns sur les autres, suivant des directions données. Bien que pour le fer α dont le réseau est à structure cubique centrée, la détermination de ces plans et de ces directions soit difficile, on peut dire, pour ce métal et en dessous de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$, par analogie avec ce qui se passe dans les métaux à structure cubique à faces centrées et à structure hexagonale, et en accord avec les résultats expérimentaux de Barrett, Ansel et Mehl⁴³ que le glissement se produit dans la direction contenant le maximum d'atomes et dans les plans des familles indiquées ci-après les plus proches du plan de cisaillement maximal : direction $\langle 111 \rangle$ et plans $\{110\}$, $\{112\}$ et $\{123\}$.

De plus, Barrett, Ansel et Mehl ont montré que dans le fer α , la contrainte de cisaillement critique est beaucoup plus faible pour les plans $\{110\}$ que pour les plans $\{112\}$ et $\{123\}$.

Pour un acier ordinaire demi-dur, ce qui est notre cas, la déformation plastique provient essentiellement des grains de fer α , les particules de cémentite dure et fragile ne pouvant subir aucune déformation plastique.

Dans la matrice de fer α , les dislocations, cause de la faible résistance à la déformation plastique, ont un vecteur de Burgers défini par $\frac{a}{2} \langle 111 \rangle$. Elles peuvent se mettre en

mouvement dans les plans $\{110\}$, $\{112\}$ et $\{123\}$ pour lesquels la contrainte critique de cisaillement correspondante est atteinte. Il apparaît cependant, étant donné la valeur inférieure de la contrainte critique de cisaillement pour les plans $\{110\}$, que le glissement se produit d'abord dans les plans $\{110\}$ se trouvant au voisinage du plan de cisaillement maximal. Ce phénomène intéresse alors des plans $\{110\}$ parallèles les uns aux autres : on dit que le glissement s'effectue en « régime laminaire ».

Toutefois, on considère que le glissement en régime laminaire n'engendre que très faiblement le phénomène de consolidation du métal et la fonction de plasticité s'exprime dans ce cas par l'équation :

$$\sigma = \sigma_0 + k \delta$$

k étant une constante de faible valeur.

La courbe correspondante est une droite très peu inclinée sur l'axe des déformations.

Pour les aciers demi-durs, le début de la déformation s'effectue donc par glissement de plans $\{110\}$ en régime laminaire, puis pour une valeur déterminée de la déformation, ce glissement passe en « régime turbulent » pour lequel d'autres plans de la famille $\{110\}$ entrent en activité, ainsi que certains plans des familles $\{112\}$ et $\{123\}$. A partir de ce moment, le phénomène de consolidation du métal devient très sensible.

Ainsi, lorsqu'on soumet l'acier à un essai de traction, on constate que la courbe comporte au début un palier quasi horizontal plus ou moins étendu, représentant le palier d'écoulement plastique du métal. Celui-ci, exprimant la contrainte de cisaillement critique d'un système de plans (110), ne doit pas être influencé par la présence de l'hydrogène. Nos résultats expérimentaux semblent confirmer le fait que le début du palier se produit à une même valeur de contrainte, que l'acier contienne ou non de l'hydrogène, résultats parfaitement en accord avec ceux de Plusquellec ⁶⁴.

Au fur et à mesure que le métal se déforme en régime laminaire, les dislocations se multiplient dans les plans (110) et des obstacles surgissent s'opposant à leur mouvement. Ceux-ci peuvent être, selon Taylor, des dislocations de signes contraires situés dans des plans très voisins. Leur interaction les immobilise chacun dans leur plan : elles constituent donc un obstacle au passage d'autres dislocations. Devant ces obstacles, des dislocations de même signe viennent s'empiler et exercent une pression proportionnelle à leur nombre et à la contrainte appliquée. Pour vaincre l'obstacle, c'est-à-dire pour arracher l'une à l'autre les deux dislocations ainsi immobilisées, il faut que la pression exercée soit suffisante, donc que les forces extérieures appliquées au métal soient plus grandes. Ceci explique que le phénomène de consolidation existe en régime laminaire, bien qu'il soit de très faible importance.

Il ne nous a pas encore été possible de déterminer, dans le domaine des faibles déformations, la valeur de l'allongement à laquelle le phénomène de glissement passe du régime laminaire au régime turbulent et d'étudier l'influence de l'hydrogène sur la valeur de cet allongement. Nous pensons néanmoins qu'en première approximation cette influence est négligeable et nous considérons que, pour une même structure de l'acier, le passage du régime laminaire au régime turbulent se fait sous la même contrainte uniaxiale et à la même valeur de l'allongement rationnel, que l'acier soit chargé ou non en hydrogène. Autrement dit, les nouveaux plans (110), ainsi que des plans (112) et (123) entrent en activité chacun à son tour dans des conditions à peu près identiques.

Dans leurs travaux sur la localisation de l'hydrogène dans le réseau du fer α , Bastien, Azou et Plusquellec ⁶⁵ ont mis en évidence le rôle privilégié de la famille des plans {112}. L'hydrogène, sous forme d'ions H^+ , se ras-

semblerait dans les défauts du réseau en relation avec le système de ces plans et vraisemblablement dans les dislocations relatives à ce système. Lorsque des plans (112) entrent en activité, les ions H^+ formant des nuages de Cottrell avec les dislocations sont probablement entraînés par le mouvement de celles-ci et ségrègent dans les défauts volumétriques existant à des échelles diverses dans le métal.

Dans le processus décrit par Bastien et Azou ⁶⁶, l'apport instantané de nombreux ions dans une cavité où éventuellement, si elle est de dimensions suffisantes, il se produit une recombinaison $H \rightarrow H_2$ à l'état moléculaire, fait apparaître une pression et crée ainsi autour de la cavité des contraintes triaxiales venant s'opposer aux déformations plastiques.

Ce phénomène se traduit macroscopiquement par une résistance réelle plus grande pour une même valeur donnée de l'allongement. Ceci est bien vérifié de façon très générale et en particulier sur la figure 52 où la courbe de plasticité de l'acier chargé en hydrogène se trouve légèrement au-dessus de celle de l'acier non chargé.

Le processus indiqué par Bastien et Azou, ainsi que la mise en évidence de la localisation de l'hydrogène dans les plans de la famille {112} nous permettent de trouver une explication d'un fait expérimental constaté dans la troisième partie : à savoir que l'hydrogène n'a aucune influence sur les propriétés de plasticité et qu'une influence faible sur les propriétés de rupture de la perlite globulaire.

Dans cette dernière structure, l'existence des particules sphériques de cémentite régulièrement disséminées permet de répartir d'une façon homogène les contraintes dans la masse du fer α . On peut dire que le tenseur de déformation est partout à peu près celui déterminé macroscopiquement.

La faible valeur du module de déformation plastique Π par rapport à celle de toutes les autres structures, comme on le constate sur le tableau V, ainsi que l'absence de l'influence de l'hydrogène sur les propriétés de plasticité nous conduisent à considérer que, jusqu'à l'allongement à la rupture $\delta_{rc} = 1,8$ sur la courbe de plasticité de la figure 51, l'écoulement plastique se fait essentiellement par le glissement des plans d'orientation différente de la famille {110} et que la valeur de 1,8 de l'allongement rationnel qui se trouve en chaque point du métal n'est pas suffisante pour y mettre en activité une quantité notable de

plans (112) et accentuer ainsi le phénomène de consolidation relatif à cette famille de plans.

Par contre, dans les autres structures où la cémentite n'est pas sous forme de sphéroïdes, la répartition des contraintes n'est pas homogène et il existe dans le fer α des zones à forte concentration de contraintes. Il s'ensuit que le tenseur de déformation varie d'un point à un autre d'une façon notable.

Ainsi dans les structures non globulaires où la déformation est très hétérogène, on peut observer des déformations mesurées macroscopiquement faibles alors que celles de certaines zones du métal peuvent atteindre des valeurs considérables. A ce sujet, Burke et

Barrett⁶⁷ ont trouvé pour la valeur de l'allongement dans les bandes de glissement du laiton α des chiffres de l'ordre de 7. Dans le cas de l'acier à structure de perlite lamellaire ou de sorbite, à l'intérieur des zones ainsi fortement déformées du fer α , l'allongement peut dépasser la valeur à laquelle des plans (112) entrent en action. Dans ce cas et lorsque le métal contient de l'hydrogène, les protons H^+ mis se mouvement par les dislocations des plans (112) viennent se localiser dans les défauts et contribuent d'abord à consolider sensiblement le métal, puis à faire apparaître le phénomène de fragilité de celui-ci, comme le montre la position respective des courbes de plasticité et de rupture de l'acier chargé et non chargé de la figure 52.

SIXIEME PARTIE

Conclusions générales

Parmi les caractéristiques mécaniques de l'acier pouvant être influencées par la présence de l'hydrogène, seules les propriétés de plasticité et celles de rupture ont fait l'objet de nos présents travaux.

L'étude générale des propriétés de plasticité et de rupture d'un métal nous a conduits à définir un certain nombre de grandeurs pouvant être déterminées au cours des essais simples de traction et caractérisant les unes les propriétés de plasticité, les autres celles de rupture du métal.

En effet, la discussion sur les théories de la plasticité a mis en évidence l'intérêt de connaître entièrement la courbe de traction rationnelle $\sigma = f(\delta)$ où σ est la contrainte. Cette courbe est nécessaire dans la résolution des problèmes de déformations des métaux soumis à des états de contraintes complexes. Elle est entièrement déterminée par la connaissance du coefficient d'écrouissage n et de la contrainte σ_n au moment de l'apparition de la striction. En effet, comme l'ont montré nos résultats expérimentaux, la variation de σ en fonction de δ , bien représentée dans sa phase initiale par l'équation $\sigma = k \delta^n$, devient linéaire à partir de l'allongement $2n$ et peut être représentée dans le domaine des grandes déformations par la tangente à la courbe

$$\sigma = \sigma_n \left(\frac{\delta}{n} \right)^n \text{ au point } (2n, \sigma_{2n}).$$

La pente Π de cette tangente est définie comme étant le « module de déformation plastique » du métal.

Ces trois paramètres n , σ_n et Π déterminent à eux seuls la fonction de plasticité du métal d'une façon univoque.

L'étude du phénomène de rupture, et en particulier lorsque le métal est soumis à des états de contraintes cylindriques, nous a conduits à définir une « résistance à la rupture en contrainte uniaxiale σ_{rup} » permettant de tenir compte de l'influence de la contrainte hydrostatique existant avant la rupture.

Utilisant les grandeurs ainsi définies pour étudier la variation des propriétés de plasticité et de rupture de l'acier, nous avons été en mesure d'affirmer que :

a) L'influence de l'hydrogène augmente en général avec le temps de chargement et tend vers une limite pour des durées supérieures à 24 heures.

b) Cette influence sur les propriétés de plasticité de la perlite globulaire est nulle, alors qu'elle est maximale pour la perlite lamellaire pour laquelle on enregistre une baisse de 19,3 % de n .

c) L'influence de l'hydrogène sur la résistance à la rupture de la perlite globulaire

est faible : σ_{rup} ne subit qu'une baisse de 9,2 %. Par contre, cette baisse augmente au fur et à mesure que la structure s'éloigne de l'équilibre thermodynamique. C'est ainsi qu'on a enregistré pour la sorbite revenue à 150° une baisse de σ_{rup} de 82,2 % et pour la martensite 72,8 %.

Des recherches ont été faites en microscopie électronique en vue de savoir si la faible valeur de la résistance à la rupture de la martensite chargée n'est pas due à la présence de fissures provoquées par l'introduction de l'hydrogène. Ces recherches n'ont permis de déceler aucun défaut visible dans la martensite chargée et à l'état de repos. Par contre, sous la contrainte de rupture, elle présente de nombreuses fissures de dimensions importantes en comparaison avec la martensite non chargée dont la rupture se produit à une contrainte quatre fois supérieure.

Comme conclusion, nous avons émis une hypothèse sur les mécanismes de déformation et de rupture de l'acier et sur l'influence de l'hydrogène concernant ces mécanismes. Elle est basée sur les phénomènes de glissement des plans cristallographiques en régimes la-

minaires et turbulent au cours de la déformation du fer α et sur la localisation préférentielle des protons H^+ dans les plans de la famille {112}.

Le fait que l'influence de l'hydrogène est nulle sur les propriétés de plasticité et faible sur celles de rupture de la perlite globulaire peut être attribué à l'homogénéité de la déformation existant dans la matrice de fer α de cette structure : la valeur de la déformation qui est la même en chaque point de la perlite globulaire n'est pas assez élevée pour mettre en activité une quantité suffisante de plans {112} sur lesquels se sont localisés les ions H^+ .

Par contre, dans les autres structures non globulaires, la répartition des contraintes n'est pas homogène et, à l'intérieur de la matrice de fer α , il existe des zones fortement déformées où de nombreux plans {112} peuvent entrer en activité. Les ions H^+ entraînés par le mouvement des dislocations de ces plans viennent se localiser dans les défauts et contribuent d'abord à consolider le métal, puis à faire apparaître le phénomène de fragilité de celui-ci.

BIBLIOGRAPHIE

1. H. TRESCA. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 59 (1864), p. 754; *id.* n° 64 (1867), p. 809.
— *Mémoires Sav. Acad. Sc.*, Paris, n° 18 (1868), p. 733; *id.* n° 20 (1872), p. 75 et 281.
2. C. A. COULOMB. — *Mém. Math. et Phys.*, n° 7 (1773), p. 343.
3. POLANYI et SCHMID. — *Zeit. Phys.*, n° 16 (1923), p. 336.
4. P. W. BRIDGMAN. — *Metals Technology Tech. Pub.* (1782-1944); *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, n° 162 (1945), p. 569; *Rev. Mod. Phys.*, n° 17 (1945), p. 3; *J. App. Phys.*, n° 17 (1946), p. 201; *Trans. Am. Soc. Met.*, n° 40 (1948), p. 246.
5. W. PRAGER. — *Mem. Sc. Math.*, n° 87 (1937); *J. App. Phys.*, n° 16 (1945), p. 837.
6. R. von MISES. — *Göttinger Nachrichten Math.-Phys. Klasse* (1913), p. 582.
7. W. LODE. — *Zeits. ang. Math. Mech.*, n° 5 (1925), p. 142; *Zeits. Phys.*, n° 36 (1926), p. 913; *Forschungsarbeiten des V. d. I.*, n° 303 (1927).
8. G. I. TAYLOR et H. QUINNEY. — *Phil. Trans. Roy. Soc. A* 230 (1931), p. 323.
9. J. M. LESSELS et C. W. MCGREGOR. — *J. Frank. Inst.*, 230 (1940), p. 163.
10. E. A. DAVIS. — *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, 62 (1940), p. 577; *id.* 65 (1943), A-187.
11. P. LUDWIK. — *Elemente der Tech. Mech.* Julius Springer, Berlin (1909).
12. W. M. SHEPHERD. — *Pro Inst. Mech. Eng.*, 159 (1948), p. 95.
13. M. ROS et A. EICHINGER. — *Met. Diskussionsbericht n° 34 der Eidg. Materialprüf. und Versuchsanstalt*, Zurich (1929).
14. A. NADAL. — *J. appl. Phys.*, 8 (1937), p. 205.
15. R. SCHMIDT. — *Ing. Arch.*, n° 3 (1932), p. 215.
16. B. de SAINT-VENANT. — *C. R. Acad. Sc.*, Paris, n° 70 (1870), p. 473; *J. Math. pures et appl.*, n° 16 (1870), p. 308; *C. R. Acad. Sc.*, Paris, n° 74 (1872), p. 1009 et 1083.
17. M. LEVY. — *C. R. Acad. Sc.*, Paris, n° 70 (1870), p. 1323; *J. Math. pures et appl.*, n° 16 (1871), p. 369.
18. A. REUSS. — *Zeit. ang. Math. Mech.*, n° 10 (1930), p. 266.
19. K. HOHENEMSER. — *Proc. 3rd Int. Cong. App. Mech.*, Stockholm, n° 2 (1930); *Zeits. ang. Math. Mech.*, n° 11 (1931), p. 15.
K. HOHENEMSER et PRAGER. — *Zeits. ang. Math. Mech.*, n° 12 (1932), p. 1.
20. W. E. ALKINS. — *J. Inst. Metals*, n° 23 (1920), p. 1881.
21. D. HANSON et M. A. WHEELER. — *J. Inst. Metals*, n° 45 (1931), p. 229.
22. P. W. BRIDGMAN. — *Trans. A.S.T.M.*, n° 32 (1944), p. 553-572.
23. DAVIDENKOV et SPIRIDONOVA. — *Proc. A.S.T.M.*, n° 46 (1946), p. 1-12.

24. E. SIEBEL. — *Werkstoffausschuss Berichten*, n° 71, (1925).
25. J. R. LOW jr et T. A. PRATER. — *O.S.E.D. Report* n° 4052, août 22 (1944).
26. J. H. HOLLOMON. — *Trans. Am. Inst. Min. and Met. Eng.*, vol. 162 (1945), p. 268-290.
27. A. CONSIDERE. — *Mém. sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions*, Paris (1886).
28. P. W. BRIDGMAN. — *Studies in large Plastic Flow and Fracture*, McGraw Hill (1952), p. 29.
29. E. SIEBEL et A. F. MAIER. — *V. d. I. Zeits.*, vol. 77 (1933), p. 1345-1349.
30. E. G. THOMSON, D. M. CUNNINGHAM et J. E. DORN. — *O.P.E.D. Report* W 25 (juillet 1945).
31. E. G. THOMSON, I. LOTZE et J. E. DORN. — *N.A.C.A. Report* (janvier 1947).
32. E. G. THOMSON et J. E. DORN. — *J. Aéro Sc.*, vol. 11, (avril 1944), p. 125-136.
33. A. NADAI. — *Theory of Flow and Fracture of Solids*, McGraw Hill (1950), p. 230.
34. J. E. DORN. — *Fracturing of Metals*, A.S.M. (1952), p. 49.
35. P. W. BRIDGMAN. — *J. Applied Phys.*, vol. 17, p. 212.
36. McADAM, G. W. GEIL et F. J. CROMWELL. — *Metals Tech.*, n° 2296 (janv. 1948), p. 24.
37. G. SACHS. — *O.N.R. Reports* (mai 1947).
38. McADAM. — *Trans. A.S.M.*, vol. 37 (1946), p. 538-566.
39. J. L. LYNCH, E. J. RIPLING et SACHS. — *O.N.R. Report* (juin 1917).
40. P. W. BRIDGMAN. — *Studies in large plastic Flow and Fracture*, McGraw Hill (1952), p. 72.
41. W. KUNTZE. — *Kohäsionsfestigkeit*, Julius Springer (1932).
42. D. J. McADAM jr. — *J. App. Mech.*, n° 8 (1941), A p. 155-165.
- D. J. McADAM jr. — *Trans. Am. Mech. Ing.*, n° 63.
- D. J. McADAM jr. — *A.I.M.E. Tech Pub* (1942), 1414.
- D. J. McADAM jr et R. W. MEBS. — *A.I.M.E. Tech. Pub.*, 1615 (1943).
43. N. DAVIDENKOV et F. WITTMANN. — *Mech. Anal. of Impact Brittleness*, Tech. Phys. U.S.S.R., 4 (1937), p. 3-17.
44. J. H. HOLLOMON. — *Trans. A.I.M.E.*, 158 (1944), p. 298.
45. P. W. BRIDGMAN. — *Studies in large plastic Flow and Fracture*, McGraw Hill (1952), p. 72.
46. P. BASTIEN, P. AZOU et P. AMIOT. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 239 (1954), p. 164-166.
47. J. POMEY et R. COUDRAY. — *C. R. Acad. Sc.*, France (séance 6-7-1953), p. 62.
48. M. MIKAMI. — *Rep. res. Inst. of Iron and Steel*, n° 230.
49. P. BASTIEN et P. AMIOT. — Thèse d'ingénieur-docteur de P. Amiot, Paris (1957).
50. J. D. HOBSON et C. SYKES. — *J. Iron and Steel Inst.* (nov. 1951), p. 209.
51. J. H. ANDREW, H. LEE, H. K. LLOYD et W. STEPHENSON. — *J. Iron and Steel Inst.* (juin 1947), p. 208.
52. P. BASTIEN. — *Rev. Mét.* (1940), p. 225.
53. L. MOREAU, G. CHAUDRON et A. PORTEVIN. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 214, p. 554.
54. E. P. KLIER, B. B. MUVDI et G. SACHS. — *J. Metals* (janv. 1957), p. 106.
55. J. G. MORLET, H. H. JOHNSON et A. R. TROIANO. — *J. Iron Steel Inst* (mai 1958), p. 37.
56. P. BASTIEN. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 220 (1945), p. 820.
57. P. AZOU. — Thèse docteur ès Sciences, Paris (1952).
58. J. PLUSQUELLEC, P. AZOU et P. BASTIEN. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 246 (1958), p. 3454.
59. J. DUFLLOT. — Thèse Ingénieur-Docteur, Paris (1951), n° 322.
60. W. K. LIANG, P. AZOU et P. BASTIEN. — *Mém. Sc. Rev. Métall.* LVII, n° 3 (1960).
61. HEINDLHOFFER. — *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, vol. 116 (1935), p. 232-238.
62. A. NADAI. — *Theory of Flow and Fracture of Solids*, p. 24.
63. BARRETT, ANSEL et MEHL. — *Trans. A.S.M.*, n° 25 (1937), p. 702.
64. J. PLUSQUELLEC. — Thèse d'Ingénieur-Docteur, Paris, n° 244.
65. P. BASTIEN, P. AZOU et J. PLUSQUELLEC. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 244 (1957), p. 1195.
66. P. BASTIEN et P. AZOU. — *C. R. Acad. Sc.*, France, n° 228 (1949), p. 1337-1339.
67. J. E. BURKE et C. S. BARRETT. — *Metals Tech.* (fév. 1948).

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

Phénomènes de germination au cours des transformations de phases

VU ET APPROUVÉ :

Paris, le 4 juin 1961

Le Doyen de la Faculté des Sciences,
J. PÈRES.

VU ET PERMIS D'IMPRIMER :

Le Recteur de l'Académie de Paris,
Jean SARRAILH.

Extrait de Métaux, Corrosion, Industries
Nos 437, janvier 1962, et 438, février 1962
